

(19) 世界知的所有権機関
国際事務局(43) 国際公開日
2005年8月11日 (11.08.2005)

PCT

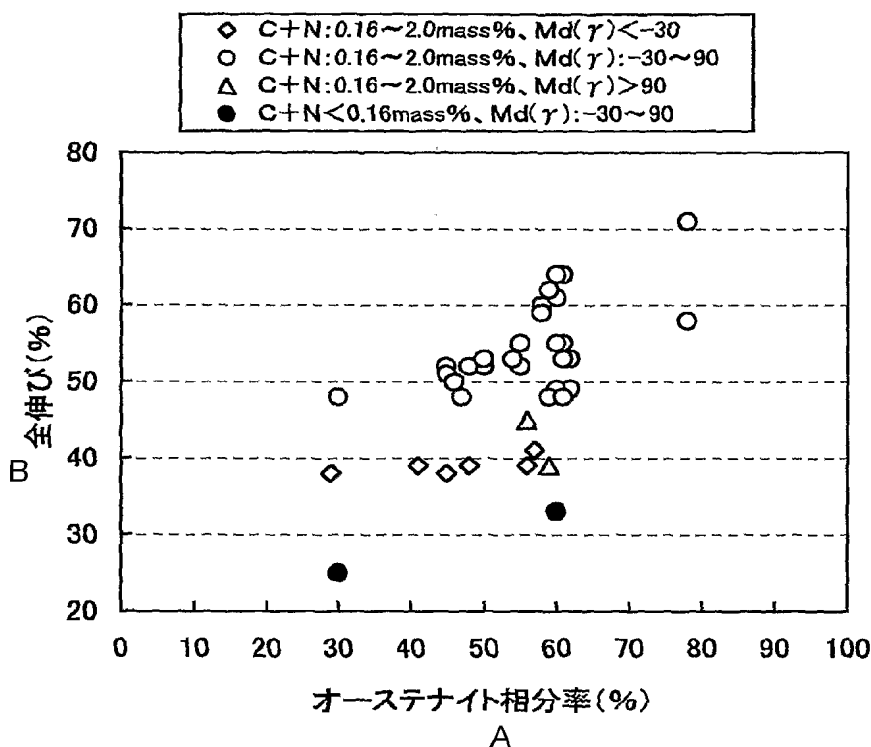
(10) 国際公開番号
WO 2005/073422 A1

- (51) 国際特許分類: C22C 38/00 (71) 出願人 (米国を除く全ての指定国について): JFE
スチール株式会社 (JFE STEEL CORPORATION)
[JP/JP]; 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番
3号 Tokyo (JP).
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2005/001555
- (22) 国際出願日: 2005年1月27日 (27.01.2005)
- (25) 国際出願の言語: 日本語 (72) 発明者; および
(75) 発明者/出願人 (米国についてのみ): 藤澤 光幸 (FU-
JISAWA, Mitsuyuki) [JP/JP]; 〒1000011 東京都千代田
区内幸町二丁目2番3号 JFEスチール株式会社知的
財産部内 Tokyo (JP). 矢沢 好弘 (YAZAWA, Yoshihiro)
[JP/JP]; 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番
3号 JFEスチール株式会社知的財産部内 Tokyo (JP).
加藤 康 (KATO, Yasushi) [JP/JP]; 〒1000011 東京都千
代田区内幸町二丁目2番3号 JFEスチール株式会社知
- (26) 国際公開の言語: 日本語
- (30) 優先権データ:
特願2004-021283 2004年1月29日 (29.01.2004) JP
特願2004-074033 2004年3月16日 (16.03.2004) JP
特願2004-073862 2004年3月16日 (16.03.2004) JP

[続葉有]

(54) Title: AUSTENITIC-FERRITIC STAINLESS STEEL

(54) 発明の名称: オーステナイト・フェライト系ステンレス鋼

A...PROPORTION OF AUSTENITE PHASE (%)
B...TOTAL ELONGATION (%)

(57) Abstract: An austenitic-ferritic stainless steel having a low Ni content and a high N content is provided. A stainless steel which contains, in mass %, 0.2 % or less of C, 4 % or less of Si, 12 % or less of Mn, 0.1 % or less of P, 0.03 % or less of S, 15 to 35 % of Cr, 3 % or less of Ni, and 0.05 to 0.6 % of N, and is mainly composed of an austenite phase and a ferrite phase, wherein the proportion of said austenite phase is 10 to 85 volume %. The above austenitic-ferritic stainless steel exhibits good formability and high punch stretch formability, and is excellent in the resistance to crevice corrosion, to the corrosion of a welded zone and to intergranular corrosion. The above austenitic-ferritic stainless steel wherein the austenite phase contains C and N in a total amount of 0.16 to 2 mass % exhibits further improved formability.

(57) 要約: 本発明は、低Ni高N含有オーステナイト・フェライト系ステンレス鋼を提供するものである。具体的な発明の手段は、C : 0.2mass%以下、Si: 4 mass%以下、

Mn : 12mass%以下、P : 0.1mass%以下、S : 0.03mass

[続葉有]

WO 2005/073422 A1



的財産部内 Tokyo (JP). 古君 修 (FURUKIMI, Osamu)
[JP/JP]; 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目 2 番
3 号 JFEスチール株式会社知的財産部内 Tokyo (JP).

(74) 代理人: 落合 憲一郎 (OCHIAI, Kenichiro); 〒1000005
東京都千代田区丸の内一丁目 1 番 2 号 JFEテクノリ
サーチ株式会社特許出願部内 Tokyo (JP).

(81) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の国内保護が
可能): AE, AG, AL, AM, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BR,
BW, BY, BZ, CA, CH, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DK, DM,
DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, HR, HU,
ID, IL, IN, IS, KE, KG, KP, KR, KZ, LC, LK, LR, LS, LT,
LU, LV, MA, MD, MG, MK, MN, MW, MX, MZ, NA, NI,
NO, NZ, OM, PG, PH, PL, PT, RO, RU, SC, SD, SE, SG,
SK, SL, SY, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ,
VC, VN, YU, ZA, ZM, ZW.

(84) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の広域保護
が可能): ARIPO (BW, GH, GM, KE, LS, MW, MZ, NA,
SD, SL, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), ユーラシア (AM, AZ,
BY, KG, KZ, MD, RU, TJ, TM), ヨーロッパ (AT, BE,
BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HU,
IE, IS, IT, LT, LU, MC, NL, PL, PT, RO, SE, SI, SK, TR),
OAPI (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, ML,
MR, NE, SN, TD, TG).

添付公開書類:

— 国際調査報告書

2 文字コード及び他の略語については、定期発行される
各PCTガゼットの巻頭に掲載されている「コードと略語
のガイダンスノート」を参照。

%以下、Cr : 15~35mass%、Ni : 3 mass%以下、N : 0.05~0.6mass%を含有するオーステナイト相とフェライト相を主とするステンレス鋼において、該オーステナイト相の体積分率を10~85%とすることにより成形性、高い張り出し成形性と耐隙間部腐食性、溶接部耐食性あるいは、耐粒界腐食性に優れたオーステナイト・フェライト系ステンレス鋼を得るものである。さらに、上記オーステナイト相中のCとNの合計量を0.16~2 mass%とすること、さらに高い成形性を有するオーステナイト・フェライト系ステンレス鋼を得るものである。

明 細 書

オーステナイト・フェライト系ステンレス鋼

技術分野

本発明は、低Ni高N含有のオーステナイト・フェライト系ステンレス鋼 (Stainless steel with austenite and ferrite (two-phase) structure) に関するものである。

背景技術

ステンレス鋼は、耐食性(corrosion resistance)に優れた材料として、自動車用部材や建築用部材、厨房機器等の広い分野で用いられている。自動車用ホイールキャップ(wheel cap)などには、高い張り出し成形性(punch stretchability)と耐隙間部腐食性(crevice corrosion resistance)を兼備する材料が求められている。ステンレス鋼は、鋼が有する組織から一般に、オーステナイト系ステンレス鋼(austenitic stainless steel)、フェライト系ステンレス鋼(ferritic stainless steel)、オーステナイト・フェライト系ステンレス鋼およびマルテンサイト系ステンレス鋼(martensitic stainless steel)の4つに分類されている。このうち、SUS304やSUS301 (JIS (Japanese Industrial Standard)) に代表されるオーステナイト系ステンレス鋼は、耐食性に優れると共に、加工性にも優れているため、最も一般的に用いられている。自動車ホイールキャップ用ステンレス鋼板としては、これらのうちオーステナイト系ステンレス鋼板がもっとも一般的に用いられている。

しかしながら、オーステナイト系ステンレス鋼は、他のステンレス鋼に比べて高い加工性(workability)を有するものの、高価なNiを多量に含有しているため、価格が高いという問題がある。

また、オーステナイト系ステンレス鋼は、成形限界近傍まで加工すると置き割れ(seasoned crack) を起こし易いことや、応力腐食割れ(Stress Corrosion Cracking: SCCと略す)に対する感受性が高いことのため、燃料タンクのように、

安全性に対する要求が極めて高い部位に適用するには問題があった。また、マルテンサイト系ステンレス鋼は、強度は優れるものの、延性(ductility)や張り出し成形性および耐食性に劣り、プレス加工用途には適用できない。

また、SUS301 に代表されるオーステナイト系ステンレス鋼は湾岸地帯では飛来塩分により、また、降雪地帯では融雪塩により、特に、ホイールとキャップ間の隙間部(gap)などに腐食を発生する等の問題が散見される等、耐食性が不十分であるとの指摘がなされている。また、上述したように、成形限界(forming limit)近傍までの成形を行うと置き割れが生じることがあるため、複雑な形状を有する部材への適用が困難であるという問題があった。さらに一般に6%以上のNiを含有するため、高価であるという問題もある

一方、フェライト系ステンレス鋼は、Crの含有量を増加させることで、耐食性や耐隙間部腐食性を向上させることが可能であり、また、置き割れや応力腐食割れを起こし難いという優れた特性を有する。しかし、フェライト系ステンレス鋼は、オーステナイト系ステンレス鋼と比較して加工性、特に強度－延性バランスに劣るという欠点がある。また、オーステナイト系ステンレス鋼にくらべて格段に張り出し成形性が低く成形が困難であるという問題がある。また、マルテンサイト系ステンレス鋼は、張り出し成形性および耐隙間部腐食性ともに不十分である。

そこで、フェライト系ステンレス鋼の加工性を改善する技術が提案されている。例えば、特開平08-020843号公報には、Crを5～60wt%含有したフェライト系ステンレス鋼板において、CおよびN含有量を低減すると共に、Ti、Nbを適量添加した深絞り成形性(deep drawability)に優れるクロム鋼板とその製造方法が開示されている。しかし、特開平08-020843号公報の鋼板は、深絞り性を改善するために、鋼中のCおよびN含有量をそれぞれC:0.03wt%以下、N:0.02wt%以下に低減しているため、鋼板強度が低くしかも延性の改善も不十分である、即ち、強度－延性バランスに劣るという問題がある。そのため、特開平08-020843号公報の鋼板を自動車部材に適用した場合には、部材に対する要求強度を得るのに必要な板厚が厚くなり、軽量化(weight saving)に寄与で

きない他、張り出し成形や深絞り成形、液圧成形 (hydraulic forming) 等の厳しい加工用途には適用できないという問題があった。

そこで、上記オーステナイト系とフェライト系の中間に位置するオーステナイト・フェライト系ステンレス鋼が、近年、注目されている。このオーステナイト・フェライト系ステンレス鋼は、耐食性に優れている。また、フェライト・オーステナイト系ステンレス鋼は、強度および耐食性に優れ、海水などの高塩化物環境、油井 (oil well) などの厳しい腐食性環境用の耐食性材料として使用されている。しかし、JIS に規定されている SUS 329 系フェライト・オーステナイト系ステンレス鋼は、高価な Ni を 4% (質量比、以下同じ) 以上含有するため価格が高く、また貴重な Ni 資源を大量に消費するという問題がある。

この問題に対応するものとして、特開平 1 1 - 0 7 1 6 4 3 号公報に、Ni 添加量を 0.1% 超 1 % 未満に制限した上で、さらにオーステナイト安定性指数 (IM 指数: $551 - 805(C + N)\% - 8.52Si\% - 8.57Mn\% - 12.51Cr\% - 36.02Ni\% - 34.52Cu\% - 13.96Mo\%$) を 40 ~ 115 の範囲に制御することにより、引張り延びに優れるオーステナイト・フェライト系ステンレス鋼板が開示されている。

また、オーステナイト系ステンレス鋼およびフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼の Ni 含有量を低減するため、Ni に代えて N を大量に含有する試みもなされており、例えば片田康行「加圧式 ESR 法による高濃度窒素鋼の製造」ふえらむ Vol. 7 (2002) p. 848 には、加圧 ESR (Electro-Slag Remelting) 溶解法により多量の窒素を添加することにより、Ni を実質的に含有しないオーステナイト系ステンレス鋼およびフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼を製造する方法が開示されている。

また、J. Wang ら「NIKEL-FREE DUPLEX STAINLESS STEELS, Scripta Materialia Vol. 40, No. 1, pp. 123-129, 1999」にも、Ni を実質的に含有しない、合金コストが安価なオーステナイト・フェライト系ステンレス鋼が開示されている。

しかしながら、上記特開平 1 1 - 0 7 1 6 4 3 号公報に開示されたオーステナイト・フェライト系ステンレス鋼板は、延性が向上しているとはいえまだ不十分

であり、また、深絞り性も十分なものではなかった。従って、極度の張り出し成形や液圧成形が施される用途への適用は依然として難しく、また、極度の深絞り成形が施される用途への適用も困難であるという問題があった。

さらに、特開平11-071643号公報に開示されたフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼は、その引張り伸びが高いことは認められるが、Mnを多量に含有しているため耐隙間部腐食性が不十分であり、また張り出し成形性が未知であるという問題がある。また、溶接部の耐食性が劣るという問題がある。すなわち、フェライト・オーステナイト系ステンレス鋼は用途に応じて溶接を施された上で、使用されるものであるので溶接部耐食性が優れていることが必要である。しかし、Niの低減のためにオーステナイト生成元素であるNを0.1~0.3%の範囲で添加しており、そのため溶接部およびその近傍の溶接熱影響部において高温で固溶したNがクロム窒化物として析出しやすく、クロム欠乏領域が生じて耐食性が劣化するという問題があった。

さらに、特開平11-071643号公報では、Niを低減する代わりにオーステナイト生成元素としてNが0.1~0.3重量%の範囲で添加される。そのため、溶体化焼鈍(solution annealing)後の冷却速度が遅い場合にはNがクロム窒化物として析出し、耐食性が劣化するという、いわゆる鋭敏化(sensibility, 粒界のクロム炭化物、クロム窒化物の生成による耐食性劣化、以降、鋭敏化と略す)の問題があった。

具体的には、板厚1.5mm以上の仕上げ焼鈍板を空冷した場合には、材料の冷却速度が遅いため、冷却時に鋭敏化し耐食性が不十分な場合が散見された。

また、最終板厚が1.5mm未満の材料についても、中間工程である熱延板焼鈍時の鋭敏化による問題があった。すなわち、1.5mm未満の仕上げ焼鈍板は製鋼、鋳造ののち、熱延、熱延板焼鈍、酸洗による脱スケール、冷間圧延、仕上げ焼鈍によって製造されるが、このうち、熱延板焼鈍(焼鈍時板厚1.5~7mm)後の空冷時に材料が鋭敏化するため、その後の酸洗時に結晶粒界が優先浸食され、なおかつ冷間圧延でもこれらの優先浸食溝が消えないため、最終仕上げ焼鈍板の表面性状が著しく劣化するという問題である。表面性状を改善するためには熱延板焼鈍後

にグラインダーによる表面を切削することが有効であるが、著しくコストがかかる。

以上から、溶体化熱処理後の冷却時に鋭敏化しづらい材料が望まれているのが現状である。

一方、片田康行「加圧式 ESR 法による高濃度窒素鋼の製造」ふえらむ Vol. 7 (2002) p. 848 に開示されている手段は、単に Ni 節減手段としてみても、加圧溶解のための大掛かりな設備を必要としかつ、予め溶解原料用電極を準備しなければならない等作業上のコストアップ要因を多く含んでいる。さらに、単に Ni を N に置き換えても張り出し成形性と耐隙間部腐食性を兼備する材料が得られるものではない。

また、J. Wang ら「NIKEL-FREE DUPLEX STAINLESS STEELS, Scripta Materialia Vol. 40, No. 1, pp. 123-129, 1999」に開示されている手法においても、Ni 節減のために、Mn 量 10mass%, N 量 0.35, 0.45mass% の多量の Mn および N が同時に添加されているため、熱間加工性が十分でなく、熱間加工の際に、割れや疵が出やすい。合金コストは安価なものの、表面切削や鋼材切り落としが発生するというコストアップ要因を多く含んでいる。

本発明の目的は、延性および深絞り性に優れた高い成形性を有するオーステナイト・フェライト系ステンレス鋼を提供することにある。

また、本発明は、上記従来技術に係る問題を解決し、Ni 量を節減しながら高い張り出し成形性と耐隙間部腐食性を兼備したフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼を提供することを目的とするものである。

また、本発明は、上記従来技術にかかるこのような問題を解決し、比較的低コストで、Ni 資源の省資源化を図りながら溶接部耐食性にすぐれたフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼を提供することを目的とする。

また、本発明は上記問題点を解決するためになされたものであり、耐粒界腐食性に優れるオーステナイト・フェライト系ステンレス鋼板を提供することを目的とする。

発明の開示

発明者らは、高価な Ni を含むオーステナイト系以外のステンレス鋼の成形性を改善するために、各種成分および鋼組織を有するステンレス鋼について、成形性の評価を行った。

その結果、オーステナイト・フェライト系ステンレス鋼において、特に高い延性を示す場合があることを見出した。この原因について、さらに検討を進めたところ、オーステナイト相の分率およびオーステナイト相中の C および N 含有量が延性に大きく影響をしており、特に、オーステナイト相中の C, N, Si, Mn, Cr, Ni, Cu, Mo の含有量によって規定されるオーステナイト相の歪安定度を適正範囲に調整することにより、更に高い延性が得られることを見出した。そして、この高い延性を示すオーステナイト・フェライト系ステンレス鋼は、深絞り性にも優れていることを見出し、本発明を開発するに至った。

また、発明者らは上記課題を解決するために鋼中の Ni 量が 1mass%以下で鋼中の N 量が 0.05mass%以上の各種オーステナイト・フェライト系ステンレス鋼について鋭意研究をおこなった。

そして、鋼中 Mn 量が 2mass%以下のオーステナイト・フェライト系ステンレス鋼では張り出し成形性と耐隙間腐食性が向上することを知見した。

また、鋼中 Mn 量が 4mass%以上 12mass%以下のオーステナイト・フェライト系ステンレス鋼では溶接部の耐食性が向上することを知見した。

さらに、鋼中の Si 量がクロム窒化物の析出挙動に影響を与えていることを見出し、鋼中 Si 量が 0.4mass%以下では耐粒界腐食性が向上することを知見し、本発明に至った。

すなわち本発明のオーステナイト・フェライト系ステンレス鋼は、下記からなる。

1. フェライト相とオーステナイト相を含む金属組織からなり、上記オーステナイト相中の C と N の合計量が 0.16～2 mass%であり、上記オーステナイト相の体積分率が 10～85%であるオーステナイト・フェライト系ステンレス鋼である。
2. 上記 1 において、引張試験における全伸びが 48%以上である。

3. 上記1または、2において、C : 0.2mass%以下、Si : 4mass%以下、Mn : 12mass%以下、P : 0.1mass%以下、S : 0.03mass%以下、Cr : 15~35mass%、Ni : 3mass%以下、N : 0.05~0.6mass%を含有し、残部がFe および不可避免の不純物からなるものである。

4. 上記3において、上記ステンレス鋼は、Mn : 10mass%以下、Ni : 1~3mass%を含有し、残部がFe および不可避免の不純物からなるオーステナイト・フェライト系ステンレス鋼である。

5. 上記3において、上記ステンレス鋼は、Si : 1.2 mass%以下、Mn : 2 mass%以下、Ni : 1 mass%以下を含有し、残部Fe および不可避免の不純物からなるフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼である。

6. 上記3において、上記ステンレス鋼は、Si : 1.2 mass%以下、Mn : 4~12mass%、Ni : 1 mass%以下を含有し、残部Fe および不可避免の不純物からなるフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼である。

7. 上記3において、上記ステンレス鋼は、Si : 0.4 mass%以下、Mn : 2~4mass%、Ni : 1 mass%以下を含有し、残部Fe および不可避免の不純物からなるフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼である。

8. C : 0.2mass%以下、Si : 4mass%以下、Mn : 10mass%以下、P : 0.1mass%以下、S : 0.03mass%以下、Cr : 15~35mass%、Ni : 1~3mass%、N : 0.05~0.6mass%以下を含有し、残部がFe および不可避免の不純物からなるオーステナイト相とフェライト相との2相ステンレス鋼板において、上記オーステナイト相中のC+Nを0.16~2mass%として、該オーステナイト相の面積率を10~85%としたことを特徴とする深絞り成形性に優れたオーステナイト・フェライト系ステンレス鋼である。

9. C : 0.2 mass%以下、Si : 1.2 mass%以下、Mn : 2 mass%以下、P : 0.1 mass%以下、S : 0.03 mass%以下、Cr : 15 mass%以上 35 mass%以下、Ni : 1 mass%以下、N : 0.05 mass%以上 0.6 mass%以下、残部Fe および不可避免の不純物からなり、金属組織中のオーステナイト相分率が10以上85vol%以下である

ことを特徴とする張り出し成形性と耐隙間部腐食性が優れたフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼である。

10. C: 0.2 mass%以下、Si: 1.2 mass%以下、Mn: 4 mass%以上 12 mass%以下、P: 0.1 mass%以下、S: 0.03 mass%以下、Cr: 15 mass%以上 35 mass%以下、Ni: 1 mass%以下、N: 0.05 mass%以上 0.6 mass%以下、残部 Fe および不可避的不純物からなり、オーステナイト相分率が 10vol%以上 85vol%以下である溶接部耐食性に優れたフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼である。

11. C: 0.2 mass%以下、Si: 0.4 mass%以下、Mn: 2~4 mass%、P: 0.1 mass%以下、S: 0.03 mass%以下、Cr: 15 mass%以上 35 mass%以下、Ni: 1 mass%以下、N: 0.05 mass%以上 0.6 mass%以下、残部 Fe および不可避的不純物からなり、オーステナイト相分率が 10vol%以上 85vol%以下であることを特徴とする耐粒界腐食性に優れたフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼。

12. 上記 3~11 において、上記ステンレス鋼が、上記成分組成に加えてさらに Mo: 4 mass%以下、Cu: 4 mass%以下のいずれか 1 種又は 2 種を含有するフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼である。

13. 上記 3~12 において、上記ステンレス鋼が、上記成分組成に加えてさらに、V を 0.5mass%以下含有したものであるオーステナイト・フェライト系ステンレス鋼である。

14. 上記 3~13 において、上記ステンレス鋼が、上記成分組成に加えてさらに、Al を 0.1mass%以下含有したものであるオーステナイト・フェライト系ステンレス鋼である。

15. 上記 3~14 において、上記ステンレス鋼が、上記成分組成に加えてさらに、B: 0.01mass%以下、Ca: 0.01mass%以下、Mg: 0.01mass%以下、REM: 0.1mass%以下、Ti: 0.1%以下のいずれか 1 種または 2 種以上を含有したものであるオーステナイト・フェライト系ステンレス鋼である。

16. 上記 9~15 において、オーステナイト相中の (C+N) 含有量が、質量比で、0.16 以上 2%以下であるフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼。

本発明によれば、高価なNiを多量に含有することなく、延性および深絞り性に優れた高い成形性を有するオーステナイト・フェライト系ステンレス鋼を安価に提供することができる。本発明のオーステナイト・フェライト系ステンレス鋼は、成形性に優れているので、自動車用部材や建築用部材、厨房機器等の分野で過酷な張出し成形や深絞り成形、ハイドロフォーム等の液圧成形を受ける用途に用いて好適である。

また、本発明のフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼は、Ni含有量が低いため比較的安価であるにもかかわらず張り出し性および耐隙間部腐食性に優れる。これにより、自動車ホイールキャップ等の複雑な形状の加工物を置き割れの危険なく経済的に製造することができるようになる。

また、本発明により、Ni資源の省資源化を図りながら溶接部耐食性に優れたフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼を提供することができる。これにより、海水などの高塩化物環境、油井などの厳しい腐食性環境用の耐食性材料を経済的に製造することができるようになる。

また、本発明によれば、Ni量が低く高Nでありながら、鋭敏化によって耐食性が劣化することなく、耐食性に優れるオーステナイト・フェライト系ステンレス鋼板が得られる。また、本発明のステンレス鋼板は、Ni含有率が低いので、環境保護の上から、そして経済的理由から好ましく、さらに上記のように優れた特性をも有するので産業上有益な発明といえる。

図面の簡単な説明

図1：本発明のオーステナイト・フェライト系ステンレス鋼の全伸びに及ぼすオーステナイト相中のCとNの合計量とオーステナイト相分率の影響を示すグラフである。

図2：本発明のオーステナイト・フェライト系ステンレス鋼の全伸びとオーステナイト相の加工誘起マルテンサイト指数($Md(\gamma)$)の係を示すグラフである。

図3：本発明のオーステナイト・フェライト系ステンレス鋼における全伸びと限界絞り比(LDR: Limited Drawing Ratio)の関係を示すグラフである。

図4：鋼板中のNi含有量、オーステナイト相分率およびオーステナイト相中のCとNの合計量と限界絞り比との関係を示すグラフである。

図5：Ni含有量が1%以下かつ、オーステナイト相分率が40～50vol%のフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼板における張り出し成形性に対するMn含有量の影響を示したグラフである。

図6：Ni含有量が1%以下かつ、オーステナイト相分率が40～50vol%のフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼板の屋外暴露試験結果におよぼすMn含有量の影響を示すグラフである。

図7：Mn含有量が2%以下、Ni含有量が1%以下のフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼板の張り出し成形性（エリクセン値）に及ぼすオーステナイト相分率の関係を示すグラフである。

図8：耐隙間部腐食試験片を示す概念図である。

図9：溶接部、熱影響部および母材部を含む溶接試験材を0.035%（質量比）の塩化ナトリウム溶液中で、100～300mV vs SCE. の電位に30分間保持したときの腐食の有無とMn含有量との関係を示したグラフである。

図10：母材部を含む溶接試験材の耐食性に及ぼすオーステナイト相分率の影響を示すグラフである。

発明を実施するための最良の形態

本発明に係るステンレス鋼について説明する。

（1）延性および深絞り性に優れた高い成形性を有したオーステナイト・フェライト系ステンレス鋼

本発明のステンレス鋼は、主としてオーステナイト相とフェライト相からなるオーステナイト・フェライト系ステンレス鋼である。そして、本発明は、上記2相を主とするオーステナイト・フェライト系ステンレス鋼において、オーステナイト相の体積分率と、このオーステナイト相中に含まれるCとNの含有量が、成形性に大きな影響を与えることを見出し、それらの最適値を規定したところに特

徴がある。なお、本発明のステンレス鋼において、オーステナイト相とフェライト相以外の鋼組織は、マルテンサイト相が主なものである。

本発明に係るオーステナイト・フェライト系ステンレス鋼は、オーステナイト相の分率が鋼の全組織に対して体積率で 10～85%であることが必要である。オーステナイト相の分率が 10%未満では、延性に優れたオーステナイト相が少ないため、高い成形性が得られない。一方、85%を超えると、S C C割れが散見されるようになるためである。好ましいオーステナイト相の分率は、体積率で 15～80%の範囲である。

なお、オーステナイト相分率とは、組織中に占めるオーステナイトの体積率であり、典型的には鋼組織を顕微鏡下で観察し、組織中に占めるオーステナイトの割合を線分法あるいは面分法により測定することで決定できる。具体的には、試料を研磨の後、赤血塩溶液（フェリシアン化カリウム ($K_3[Fe(CN)_6]$) : 30 g + 水酸化カリウム (KOH) : 30 g + 水 (H_2O) : 60 ml）にてエッチングすると、光学顕微鏡下ではフェライト相は灰色、オーステナイト相およびマルテンサイト相は白色と判別されるので、灰色部と白色部の占める分率を画像解析によって求め、白色部の比率をオーステナイト相分率とするのである。厳密にいうと本方法では、オーステナイト相とマルテンサイト相を見分けることができないので、白色部にオーステナイト相だけではなく、マルテンサイト相も含まれることがあり得るが、たとえ、白色部にマルテンサイト相が含まれる場合でも、本手法によって測定したオーステナイト相分率および他の条件が満たされれば、本発明の目的の効果が得られる。

上記オーステナイト相の体積分率は、鋼の成分組成と最終焼鈍工程の焼鈍条件（温度、時間）を調整することにより制御することができる。具体的には、Cr, Si, Mo 量が低く、C, N, Ni, Cu 量が高いほど、オーステナイト相分率は増加する。また、焼鈍温度は、高過ぎると、オーステナイト相分率が減少し、一方、低過ぎると、C, Nが炭窒化物として析出して固溶量が減少し、オーステナイト相の安定化への寄与が低下し、やはりオーステナイト相分率が減少する。つまり、鋼成分組成に応じて、最大のオーステナイト相分率が得られる温度範囲があり、本発

明の成分組成では、その温度は700～1300℃の範囲である。焼鈍時間は、長くするほど、鋼の成分組成と温度によって決定される平衡状態のオーステナイト相分率に近づくため好ましいが、30秒程度以上確保すれば十分である。

また、本発明のオーステナイト・フェライト系ステンレス鋼は、オーステナイト相中に含まれるCとNの合計量が0.16～2mass%であることが必要である。オーステナイト相中のCとNの合計量が、0.16mass%未満では、加工誘起マルテンサイト相の強度が低いため、十分な成形性が得られない。一方、CとNの合計量が2mass%を超えて含有すると、焼鈍後の冷却時に炭化物、窒化物が多量に析出し、延性にはむしろ悪影響を及ぼすからである。好ましくは、CとNの合計量は、0.2～2mass%の範囲である。

オーステナイト相中のC、N含有量の制御は、鋼の成分組成と焼鈍条件(温度、時間)を調整することによって行うことができる。上記鋼の成分組成と焼鈍条件との関係は、C、Si、Mn、Cr、Ni、Cu、Moといった多数の鋼成分の影響を受けるため、一概には言えないが、鋼中のC、NおよびCr量が多いと、オーステナイト相中のC、N量も増加する場合が多い。また、鋼の成分組成が同一の場合、溶体化のための焼鈍後のオーステナイト相分率が低いほど、オーステナイト相中にC、Nが濃化する場合が多い。なお、オーステナイト相中のC、Nの測定は、例えば、EPMにより測定が可能である。

オーステナイト相の体積分率およびオーステナイト相中に含まれるCとNの合計量が、成形性に影響を及ぼす理由は、まだ十分明らかとはなっていないが、発明者らは、以下のように考えている。

鋼は、引張変形を受けると、均一変形を経た後、局部的にネッキング(くびれ)が生じて、やがて破断に至るのが一般的である。しかし、本発明のステンレス鋼は、オーステナイト相が存在するため、微小なネッキングが生じ始めると、その部位のオーステナイト相がマルテンサイト相に加工誘起変態し、他の部位に比べて硬くなる。そのため、その部位のネッキングがそれ以上進まなくなり、代わりに他の部位の変形が進行する結果、鋼全体が均一に変形し、高い延性が得られる。特に、オーステナイト相中のCとNの合計量が高い本発明のステンレス鋼は、同

量のオーステナイト相分率でも、オーステナイト相中のCとNの合計量が少ない他のステンレス鋼に比べてネッキング部に発生したマルテンサイト相の硬さが高く、加工誘起マルテンサイト相による延性向上効果が効果的に発現しているものと考えている。中でもオーステナイト相中のCとNは、鋼中の含有量および熱処理条件により、オーステナイト相への濃化度が顕著に変化する。また、オーステナイト相は、成形性と関係しており、オーステナイト相分率が高いほど成形性は良好となる。そこで、鋼組成や熱処理条件を調整し、オーステナイト相分率を高めるとともに、オーステナイト相中のC+Nの量を高めてやれば、オーステナイト相が安定化し、加工を受けたときに加工誘起変態を適度に起こして、優れた加工性を得ることができる。そのためには、オーステナイト相分率が10%以上で、オーステナイト相中のC+N量が0.16mass%以上であることが必要となる。一方、オーステナイト相中のC+N量が0.16mass%未満では、オーステナイト相が不安定化し、加工時にオーステナイト相の多くがマルテンサイト相に変態して延性が低下するため、オーステナイト相分率をいくら高めても、プレス成形性は向上しない。また、オーステナイト相分率を85%以下に制限する理由は、85%を超えると、SCC感受性が高まるため好ましくないからである。

また、本発明のステンレス鋼板は、特に、Niを3mass%以下含有した主としてオーステナイト相とフェライト相からなるオーステナイト・フェライト系ステンレス鋼板であることが必要である。すなわち、本発明は、Niを3mass%以下含有した主としてオーステナイト・フェライト系ステンレス鋼板において、オーステナイト相の相分率と、このオーステナイト相中に含まれるCとNの合計量がプレス成形性(press formability)に大きな影響を与えることを見出したところに特徴がある。

さらに、発明者らは、本発明のオーステナイト・フェライト系ステンレス鋼において、オーステナイト相中のC, N, Si, Mn, Cr, Ni, Cu, Mo含有量から下記(1)式で定義されるオーステナイト相の加工誘起マルテンサイト指数($Md(\gamma)$)を-30~90の範囲に制御することにより、更に高い延性特性が得ることができる、具体的には、板厚0.8mmでも48%以上の全伸びが得られることを見出した。

記

$$\text{Md}(\gamma) = 551 - 462(\text{C}(\gamma) + \text{N}(\gamma)) - 9.2\text{Si}(\gamma) - 8.1\text{Mn}(\gamma) - 13.7\text{Cr}(\gamma) - 29\text{Ni}(\gamma) - 29\text{Cu}(\gamma) - 18.5\text{Mo}(\gamma) \quad \dots \quad (1)$$

ただし、 $\text{C}(\gamma)$ 、 $\text{N}(\gamma)$ 、 $\text{Si}(\gamma)$ 、 $\text{Mn}(\gamma)$ 、 $\text{Cr}(\gamma)$ 、 $\text{Ni}(\gamma)$ 、 $\text{Cu}(\gamma)$ および $\text{Mo}(\gamma)$ は、それぞれオーステナイト相中のC量(mass%)、N量(mass%)、Si量(mass%)、Mn量(mass%)、Mo量(mass%)、Ni量(mass%)、Cu量(mass%)、Cr量(mass%)である。

上記 $\text{Md}(\gamma)$ は、オーステナイト相が加工を受けた際の加工誘起マルテンサイト変態のし易さを示す指数であり、この指数が高いほど、加工に伴うマルテンサイト変態が起り易いことを意味する。そして、上記 $\text{Md}(\gamma)$ が $-30 \sim 90$ の範囲が好ましい理由は、 -30 未満の場合には、加工誘起マルテンサイト変態が起り難いため、微小なネッキングが生じ始めるときに、微小ネッキング部で発生する加工誘起マルテンサイト量が少ないからであり、また、 $\text{Md}(\gamma)$ が 90 を超える場合には、微小なネッキングが生じ始める前に鋼全体でオーステナイト相がマルテンサイト変態してしまうため、微小なネッキングが生じ始めるときには、加工誘起マルテンサイトのもととなるオーステナイト相が少なくなるからである。従って、 $\text{Md}(\gamma)$ を $-30 \sim 90$ の範囲に制御した場合にのみ、微小ネッキングが生じ始めた時に、ネッキング部位での発生するマルテンサイト量が最適化されて、非常に高い延性を示すものと考えられる。

本発明のオーステナイト・フェライト系ステンレス鋼は、上記のように延性に優れるのみならず、高い深絞り性をも兼備するものである。その理由は、深絞り加工において、特に変形が集中して割れが発生し易いコーナー部では、上述したオーステナイト相分率およびオーステナイト相中のCとNの合計量が延性に及ばず改善効果と同様の理由により、加工誘起マルテンサイト変態による硬化が適度に起こって延性が改善される結果、局部変形が抑制されるためと考えられる。

次に、本発明に係るオーステナイト・フェライト系ステンレス鋼板の成分組成を限定する理由について説明する。

- ・ C : 0.2mass%以下

Cは、オーステナイト相分率を高めると共に、オーステナイト相中に濃化してオーステナイト相の安定度を高める重要な元素である。その効果を得るためには0.003mass%以上が好ましい。しかし、C量が、0.2mass%を超えると、Cを固溶させるための熱処理温度が著しく高くなり、生産性が低下する。そのため、C量は0.2mass%以下に制限する。好ましくは0.15mass%未満である。さらに、耐応力腐食割れ性を改善する観点からは、Cは0.10mass%未満であることがより好ましい。好ましくは0.05 mass%以下に制限する。また、C量0.2 mass%以下の条件を満たせば、溶接ビード、熱影響部及び母材のいずれの個所においても溶接部の耐食性にも優れる。このことは、後に示す実施例4等から確認できる。しかしながら、C含有量が0.10 mass%以上では、耐応力腐食割れ性が著しく劣化する。したがって、本発明におけるC含有量は、0.2 mass%以下とし、耐応力腐食割れ性を考慮する場合は0.10 mass%%未満、好ましくは0.05 mass%以下とする。そのことは、後に示す実施例5の表10および表11から確認できる。

- ・ Si : 4mass%以下

Siは、脱酸剤として添加される元素である。その効果を得るためには0.01mass%以上が好ましい。しかし、Siの添加量が4mass%を超えると、鋼材強度が高くなって冷間加工性を劣化させるため、4mass%以下とする。熱間加工性の観点から、好ましくは1.2mass%以下である。さらに、鋭敏化(粒界のクロム炭化物、クロム窒化物の生成による耐食性劣化)による耐食性の劣化を防止する観点からは、Si量は0.4mass%以下に制限するのがより好ましい。

- ・ Mn : 12mass%以下

Mnは、脱酸剤としてまたオーステナイト相のMd(γ)調整用元素として有用であり、適宜添加することができる。その効果を得るためには0.01mass%以上が好ましい。しかし、添加量が12mass%を超えると熱間加工性が劣化するので、12mass%以下とするのが好ましい。好ましくは、10mass%以下、より好ましくは8mass%以下である。さらに好ましくは7mass%以下である。

- ・ P : 0.1mass%以下

Pは、熱間加工性や耐隙間部耐食性には有害な元素であり、特に、0.1mass%を超えると悪影響が顕著となるので0.1mass%以下とするのが好ましい。より好ましくは、0.05mass%以下である。

・ S : 0.03mass%以下

Sは、熱間加工性には有害な元素であり、特に、0.03mass%を超えると悪影響が顕著となるので0.03mass%以下とするのが好ましい。より好ましくは、0.02mass%以下である。

・ Cr : 15 mass%~35mass%

Crは、ステンレス鋼に耐食性を付与する最も重要な元素であり、15mass%未満では、十分な耐食性や耐隙間部耐食性が得られない。一方、Crは、フェライト安定化元素であり、その量が35mass%を超えると、鋼中にオーステナイト相を生成させることが困難となる。よって、Crは、15~35mass%の範囲に制限するのが好ましい。より好ましくは17 mass%~30mass%である。更に好ましくは18 mass%~28mass%である。

・ Ni : 3 mass%以下

Niは、オーステナイト生成元素であるとともに、耐隙間腐食性の改善に効果がある元素である。しかし、その含有量が、3mass%を超えると、フェライト相中のNi量が増加してフェライト相の延性が劣化する他、コストの上昇を招くので、3mass%以下が好ましい。より好ましくは2mass%以下である。なお、低温靱性を改善する観点からは、0.1mass%以上含有していることが好ましい。耐隙間腐食性向上のためには1mass%以上が好ましい。

・ N : 0.05 mass%~0.6mass%

Nは、Cと同様に、オーステナイト相分率を高めると共に、オーステナイト相中に濃化して、オーステナイト相を安定化する元素である。しかし、Nが0.6mass%を超えると、鑄造時にブローホールが発生し、安定製造が難しくなる。また、加圧溶解など経済的に不利な手段を採用せねばならない。一方、0.05mass%未満では、オーステナイト相中のNの濃化が不十分となる。よって、

0.05 mass%~0.6mass%とするのが好ましい。より好ましくは0.1 mass%~0.4mass%である。

更に好ましくは γ 相生成の観点から0.18mass%以上、熱間加工性の観点から0.34mass%以下である。

本発明のオーステナイト・フェライト系ステンレス鋼は、上記成分以外に、Cu、Moを下記の範囲で含有することができる。

- ・ Cu : 4 mass%以下

Cuは、耐食性を向上させるために適宜添加することができる。その効果を得るためには0.1mass%以上が好ましい。しかし、4mass%を超えると熱間加工性が劣化するので、4mass%以下に制限するのが好ましい。より好ましくは2mass%以下である。

- ・ Mo : 4 mass%以下

Moは、耐食性を向上させるために適宜添加することができる。その効果を得るためには0.1mass%以上が好ましい。しかし、4mass%を超えると、その効果が飽和するので、4mass%以下に制限するのが好ましい。より好ましくは2mass%以下である。

さらに、本発明のステンレス鋼は、上記の成分以外にV、Al、B、Ca、Mg、REMおよびTiを下記の範囲で含有してもよい。

- ・ V : 0.5mass%以下

Vは、鋼板の組織を微細化し、強度を高める元素であるため、必要に応じて添加することができる。その効果を得るためには0.005mass%以上が好ましい。ただし、0.5mass%を超えると、C、Nを固溶させるための熱処理温度が著しく高くなり、生産性の低下を招く。また、0.5mass%を超えると焼鈍温度を高めてもV化合物の析出を減じることが困難となり、張り出し成形性が劣化する。そのため、Vの添加量は0.5mass%以下に制限するのが好ましい。より好ましくは0.2mass%以下である。

- ・ Al : 0.1mass%以下

Al は、強力な脱酸剤であり、適宜添加することができる。その効果を得るためには 0.003mass%以上が好ましい。ただし、0.1mass%を超えると、窒化物を形成して表面疵の発生原因ともなるので、0.1mass%以下に制限するのが好ましい。より好ましくは 0.02mass%以下である。

・ B : 0.01mass%以下、Ca : 0.01mass%以下、Mg : 0.01mass%以下、REM : 0.1mass%以下、Ti : 0.1mass%以下のうちのいずれか 1 種または 2 種以上

B, Ca, Mg は、熱間加工性を向上させる成分として適宜添加することができる。その効果を得るためには 0.0003 mass%以上が好ましい。より好ましくは、0.001mass%以上である。さらに好ましくは、0.002mass%以上である。しかし、0.01mass%を超えると耐食性が劣化するので、それぞれ 0.01mass%以下に制限するのが好ましい。より好ましくはそれぞれ 0.005mass%以下である。同様に、REM, Ti は、熱間加工性を向上させる成分として適宜添加することができる。その効果を得るためには 0.002mass%以上が好ましい。しかし、0.1mass%を超えると耐食性が劣化するので、それぞれ 0.1mass%以下に制限するのが好ましい。より好ましくは 0.05mass%以下である。なお、上記 REM は、La, Ce 等の希土類元素のことを意味する。

・ Nb : 2 mass%以下 :

Nb は、鋭敏化(粒界のクロム炭化物、クロム窒化物の生成による耐食性劣化)を抑える元素として添加することができる。その効果を得るためには 0.01mass%以上が好ましい。しかし、2 mass%を超えると、Nb の炭窒化物が多量に生成し、鋼中の固溶 C, N が消費されるため好ましくない。

本発明のステンレス鋼は、上記成分以外の残部は、Fe および不可避免的不純物である。不純物の中でも O (酸素) は、介在物による表面疵を防止する観点からは 0.05mass%以下に制限するのが好ましい。

なお、本発明鋼の製造方法は、オーステナイト相の体積分率が、10%~85%、の範囲にし、あるいは、さらに、オーステナイト相中の C, N 含有量を 0.16

mass%～2 mass%の範囲にするために、前述のように、鋼の成分組成と最終焼鈍工程の焼鈍条件(温度、時間)を調整することが重要である。

具体的には、Cr, Si, Mo 量が低く、C, N, Ni, Cu 量が高いほど、オーステナイト相分率は増加する。また、焼鈍温度は、高過ぎると、オーステナイト相分率が減少し、一方、低過ぎると、C, Nが炭窒化物として析出して固容量が減少し、オーステナイト相の安定化への寄与が低下し、やはりオーステナイト相分率が減少する。つまり、鋼成分組成に応じて、最大のオーステナイト相分率が得られる温度範囲があり、本発明の成分組成では、その温度は 700～1300℃の範囲である。焼鈍時間は、長くするほど、鋼の成分組成と温度によって決定される平衡状態のオーステナイト相分率に近づくため好ましいが、30 秒程度以上確保すれば十分である。

また、鋼中のC, NおよびCr 量が多いと、オーステナイト相中のC, N量も増加する場合が多い。また、鋼の成分組成が同一の場合、溶体化のための焼鈍後のオーステナイト相分率が低いほど、オーステナイト相中にC, Nが濃化する場合が多いので、そのことを考慮する必要がある。

なお、発明鋼が、最終焼鈍工程を行わない熱延板の場合は、熱延の仕上げ温度を 700～1300℃の範囲に制御することが好ましい。発明鋼が、熱延焼鈍板の場合は、熱延板焼鈍温度を 700～1300℃の範囲にするのが、好ましい。また、発明鋼が、冷延焼鈍板の場合は、冷延後の最終焼鈍温度を 700～1300℃の範囲にするのが、好ましい。

上記以外の製造方法は、通常のオーステナイト系ステンレス鋼の製造方法に従って製造することができる。具体的な、製造方法を下記に述べる。

例えば、以下のような方法により製造できる。ただし、本発明鋼は以下の方法にその製造方法が限定されるものではない。

転炉あるいは電気炉等を用いた精錬ののち、必要に応じてVOD(Vacuum Oxygen Decarburization)あるいはAOD(Argon Oxygen Decarburization)等の2次精錬を行って鋼を溶製する。また、溶製にあたり、真空溶解あるいは窒素分圧を 0～1 気圧に制御した雰囲気下で溶製してもよい。溶製した溶鋼は、公知の鑄造方法(連続鑄造、分

塊等)にしたがって 100～300mm 厚さのスラブとすることができる。スラブは、900～1500℃に加熱され、熱間圧延(リバース圧延または単方向圧延)により所望の板厚 1.5mm～10mmの熱延板とされる。

この熱延板は必要に応じて 700～1300℃の焼鈍を施した後、酸洗等により脱スケールされ、熱延焼鈍板とされる。

用途によっては、熱延板または熱延焼鈍板に冷間圧延を施し、板厚 0.1mm～8mm の冷延板とされる。この際、所望の冷延板の板厚を得るために、焼鈍、酸洗、冷間圧延が 1 回～複数回繰り返される。この冷延板には、上述したように 700～1300℃の焼鈍の後酸洗が施され、冷延焼鈍板が製造される。

熱延鋼板、熱延焼鈍板、冷延焼鈍板のいずれの鋼板であっても、鋼板のオーステナイト相の体積分率が、10%～85%、の範囲にし、あるいは、さらに、オーステナイト相中の C、N 含有量を 0.16 mass%～2 mass%の範囲にする製造条件を採用することで、本発明の効果が、得られる。また、いずれの表面仕上げ状態(JIS G4305(2003)に規定された No.2D, No.2B, BA, 研磨仕上げ等)によっても本発明の効果が得られる。さらに、上記圧延板のみならず、線材、パイプ、形鋼等にも本発明の効果が得られる。

実施例 1

表 1 に示した成分組成を有する各種鋼を真空溶解あるいは窒素分圧を 0～1 気圧に制御した雰囲気下で溶製し、鋼スラブとした後、1250℃加熱後、熱間圧延(11～12 パスで板厚 3～4mm まで熱延)、熱延板焼鈍(1100℃で 1 分間)、冷間圧延(室温～300℃に加熱後冷延)し、表 2 に示した焼鈍温度で 1 分間の仕上焼鈍を行い、オーステナイト相分率およびオーステナイト相中の C と N の合計量が異なる板厚 0.8mm の各種冷延焼鈍板を作製した。

上記のようにして得た冷延焼鈍板について、下記の要領で、組織観察、オーステナイト相中の成分分析、引張試験および限界絞り比(LDR: Limited Drawing Ratio)の測定を行った。

<組織観察>

上記冷延焼鈍板の圧延方向の断面組織を、光学顕微鏡を用いて全厚×0.1mm以上の範囲に亘って観察し、オーステナイト相の面積率を測定してオーステナイト相分率とした。具体的には、試料の圧延方向断面を研磨した後、赤血塩溶液(フェリシアン化カリウム 30 g + 水酸化カリウム 30 g + 水 60 ml)あるいは王水でエッチング後、白黒写真撮影を行い、白色部(オーステナイト相とマルテンサイト相)と灰色部(フェライト相)の占める割合を画像解析により求め、白色部の分率をオーステナイト相分率とした。なお、白色部にはオーステナイト相だけでなくマルテンサイト相も含まれることがあるが、本発明のステンレス鋼は、マルテンサイト相は微量であるため、本方法で測定した値をオーステナイト相分率として用いてもよい。また、白色部と灰色部が反転することがあるが、この場合は、オーステナイト相の析出形態から、オーステナイト相とフェライト相の判別することができる。

<オーステナイト相中の成分分析>

上記断面を研磨した試料を用いて、EPMAによるオーステナイト相中の成分分析を行った。具体的には、C、Nは、オーステナイト相に濃化する特徴があるので、まず、断面全体について、CまたはNの定性マッピングを行ってオーステナイト相を特定した上で、フェライト相に電子ビームがかからないようにオーステナイト相のほぼ中心部について、C、N、Si、Mn、Cr、Ni、CuおよびMoを定量分析した。測定領域は約1 μmφの範囲で、各試料について3点以上測定し、その平均値を代表値とした。また、これらの測定値を元に、下記(1)式；

$$Md(\gamma) = 551 - 462(C(\gamma) + N(\gamma)) - 9.2Si(\gamma) - 8.1Mn(\gamma) - 13.7Cr(\gamma) - 29Ni(\gamma) - 29Cu(\gamma) - 18.5Mo(\gamma) \quad \dots \quad (1)$$

ただし、C(γ)、N(γ)、Si(γ)、Mn(γ)、Cr(γ)、Ni(γ)、Cu(γ)およびMo(γ)は、それぞれオーステナイト相中のC量(mass%)、N量(mass%)、Si量(mass%)、Mn量(mass%)、Mo量(mass%)、Ni量(mass%)、Cu量(mass%)、Cr量(mass%)で定義される加工誘起マルテンサイト指数(Md(γ))を求めた。

<引張試験>

冷延焼鈍板から、圧延方向に対して0° (平行)、45° および90° の各方向からJ I S 1 3 号B引張試験片を採取して、室温、大気中で、引張速度10mm/分の条件で引張試験を行った。引張試験では、各方向の破断までの全伸びを測定し、下記式；

$$E 1 = \{E 1 (0^{\circ}) + 2 E 1 (45^{\circ}) + E 1 (90^{\circ})\} / 4$$

を用いて平均伸び(E 1)を計算し、これを全伸びとして評価した。

<限界絞り比>

上記冷延焼鈍板から、直径(ブランク径)を種々の大きさに変えた円形の試験片を打ち抜き、この試験片を、ポンチ径：35mm、板押え力：1 ton の条件で円筒絞り成形し、破断することなく絞れる最大のブランク径をポンチ径で割って限界絞り比(L D R)を求め、深絞り性を評価した。なお、円筒絞り成形に用いた試験片の打ち抜き径は、絞り比が0.1 間隔となるよう変化させた。

上記試験の結果を、表2中に併記して示した。図1は、表2に示した結果に基づき、オーステナイト相中のCとNの合計量とオーステナイト相分率が全伸びに及ぼす影響を示したものである。これから、同一のオーステナイト相分率でも、オーステナイト相中のCとNの合計量が0.16～2 mass%である本発明鋼は、オーステナイト相中のCとNの合計量が0.16mass%未満の鋼に比べて、高い伸び値を示しており、延性に優れていることがわかる。

図2は、同じく表2の結果に基づき、伸びに及ぼす加工誘起マルテンサイト指数(Md(γ))の影響を示したものである。この図2から、オーステナイト相中のCとNの合計量が0.16～2 mass%である本発明鋼でも、Md(γ)を適正な範囲に制御することにより、更に大きく改善され、特に、Md(γ)を-30～90 の範囲に制御した場合には、全伸びが48%以上(板厚0.8mm)と、非常に優れた延性特性が得られることがわかる。

また、図3は、全伸びと限界絞り比(L D R)との関係を示したものである。図3から、本発明のオーステナイト・フェライト系ステンレス鋼は、比較鋼に比べてはるかに高い限界絞り比を有しており、延性だけでなく、深絞り性にも優れていることがわかる。

表 1 の No. 13, 18 を用いて、1.7mm まで熱延した熱延板（仕上げ温度 1000℃），あるいは、さらに 1050℃で 1min 間焼鈍した熱延焼鈍板についても上述の冷延焼鈍板と同様の方法で、オーステナイト相分率、オーステナイト相中の C+N 量、引張試験および限界絞り比の測定を行った。

その結果、熱延板のオーステナイト相分率は、それぞれ、59%，57%、オーステナイト相中の C+N 量は、それぞれ、0.40 mass%，0.43 mass%、全伸びが、それぞれ 58%，60%で、限界絞り比が、それぞれ 2.3、2.4 であった。また、熱延焼鈍板のオーステナイト相分率は、それぞれ、60%，59%、オーステナイト相中の C+N 量は、それぞれ、0.39 mass%，0.42 mass%、全伸びが、それぞれ 60%，61%で、限界絞り比が、それぞれ 2.4、2.4 であった。その結果、熱延板と熱延焼鈍板ともに、冷延焼鈍板と同様の性能が認められた。

実施例 2

表 3 に示した成分組成を有する各種鋼を真空溶解あるいは窒素分圧を制御した雰囲気下で溶製し、鋼スラブとした後、1250℃加熱後、熱間圧延（11～12パスで板厚 3～4mm 迄熱延）、焼鈍（1100℃で 1 分間）、冷間圧延（室温～300℃加熱後、冷延）し、その後、窒素分圧を制御した雰囲気下で、表 4 に示したように 950～1300℃の温度範囲で 30～600 秒の仕上焼鈍を行い、オーステナイト相分率およびオーステナイト相中の C+N 量が異なる、板厚：1.25mm の各種冷延焼鈍板を作製し、これらの冷延焼鈍板について、下記の要領で、組織観察、オーステナイト相中の C、N 分析および限界絞り比（LDR）の測定を行った。

なお、組織観察とオーステナイト相中の C、N 分析と限界絞り比は、実施例 1 と同様に行った。

上記測定の結果を表 4 に併記して示した。また、図 4 に、限界絞り比に及ぼす鋼中の Ni 量、オーステナイト相分率およびオーステナイト相中の C+N 量の影響を示した。これらの結果から、本発明の条件を満たす、すなわち、Ni を 1～3 mass% 含有し、オーステナイト相分率が 10～85%で、かつオーステナイト相中の

C+N量が0.16～2%であるオーステナイト・フェライト系ステンレス鋼板は、いずれも限界絞り比が2.1以上の高い値を示しており、深絞り性に優れていることがわかる。これに対して、オーステナイト相分率が10～85%の範囲外および／またはオーステナイト中のC+N量が0.16mass%未満のオーステナイト・フェライト系ステンレス鋼板は、いずれも限界絞り比が2.1未満と低く、深絞り性が劣ることがわかる。また、オーステナイト相分率およびオーステナイト相中のC+N量が本発明範囲内でも、鋼板中のNi量が3mass%を超えるオーステナイト・フェライト系ステンレス鋼板は、やはり限界絞り比が2.1未満と低く、深絞り性が劣ることがわかる。

表3のNo.3, No.5を用いて、1.7mmまで熱延した熱延板（仕上げ温度1000℃）、さらに1050℃で1min間焼鈍した熱延焼鈍板についても上述の冷延焼鈍板と同様の方法で、オーステナイト相分率、オーステナイト相中のC+N量および、限界絞り比の測定を行った。

その結果、熱延板のオーステナイト相分率は、それぞれ、81%、53%、オーステナイト相中のC+N量は、それぞれ、0.16 mass%、0.54 mass%、限界絞り比が、それぞれ2.4、2.5で、熱延焼鈍板のオーステナイト相分率は、それぞれ、79%、52%、オーステナイト相中のC+N量は、それぞれ、0.16 mass%、0.53 mass%、限界絞り比が、それぞれ2.4、2.6であった。その結果、熱延板と熱延焼鈍板ともに、冷延焼鈍板と同様の性能が認められた。

なお、本発明では、用途によって、上述の（1）で述べた高い成形性を得るよりも、下記で説明する（2）張り出し成形性と耐隙間部腐食性や（3）溶接部耐食性または、（4）耐粒界腐食性の改善に重点を置いた鋼板を得ることができる。そのために下記の規定を行う。以下に述べる発明も本発明の範囲である。

（2）張り出し成形性と耐隙間部腐食性が優れたフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼

本発明では、上記（１）で述べたの組成の鋼（C：0.2mass%以下、Si：4 mass%以下、Mn：12mass%以下、P：0.1mass%以下、S：0.03mass%以下、Cr：15～35mass%、Ni：3 mass%以下、N：0.05mass%～0.6mass%を含有し、残部がFeおよび不可避免的不純物からなる鋼。あるいは、さらにMo：4 mass%以下、Cu：4 mass%以下のいずれか1種又は2種を含有する鋼。あるいは、さらに、Vを0.5mass%以下含有する鋼。あるいは、さらに、Alを0.1mass%以下含有する鋼。あるいは、さらに、B：0.01mass%以下、Ca：0.01mass%以下、Mg：0.01mass%以下、REM：0.1mass%以下、Ti：0.1%以下のいずれか1種または2種以上を含有する鋼（但し、オーステナイト相のC+N量の規定は無し））において、特に、Si：1.2 mass%以下、Mn：2 mass%以下、Ni：1 mass%以下とすることにより、本発明と同程度のCrを15 mass%～35 mass%含有するオーステナイト系ステンレス鋼やフェライト系ステンレス鋼に比べて優れた耐隙間部腐食性を示す。推測であるが、フェライト・オーステナイト系ステンレス鋼では、フェライト相中にはCrが、また、オーステナイト相中にはNが濃化することによって、各相の不動態皮膜が強化されるためと考えられる。

以下に規定理由を述べる。

・ Si：1.2 mass%以下

Siは脱酸材として有効な元素である。その効果を得るためには0.01mass%以上が好ましい。その含有量が、1.2 mass%を超えると、熱間加工性が劣化するので1.2 mass%以下、好ましくは1.0 mass%以下、さらに鋭敏化による耐食性劣化を考慮する場合は0.4 mass%以下が好ましい。

・ Mn：2 mass%以下

Mn含有量は優れた張り出し成形性と耐隙間部腐食性を達成する上で特に重要である。その効果を得るためには0.04mass%以上が好ましい。図5は、Ni含有量が1 mass%以下かつ、オーステナイト相分率が40～50vol%のフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼における張り出し成形性（エリクセン値）に対するMn含有量の影響を示したグラフである。ここに示すように、Mnは張り出し成形性に大きな影響を及ぼし、2 mass%以下で張り出し成形性が著しく向上する。その理

由は確定的ではなく、また本発明の外延（範囲）について影響を与えるものではないが、Mn含有量が少ない場合にはフェライト相でのMn濃度が著しく減少する結果、フェライト相の延性が著しく向上することが挙げられる。

図6は、Ni含有量が1 mass%以下かつ、オーステナイト相分率が40～50vol%のフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼における屋外暴露試験結果におよぼすMn含有量の影響を示すグラフである。なお、判定Aは、腐食無し、判定Bは、隙間腐食有り、判定Cは、隙間部および母材部ともに腐食有りである。Mn含有量が2 mass%以下の場合には、良好な耐隙間部腐食性が得られている。その理由は確定的ではなく、また本発明の外延（範囲）について影響を与えるものではないが、Mn含有量が低い場合には、MnSなどの耐隙間部腐食性に悪影響を及ぼす介在物が減少することが挙げられる。これら図5、図6に示した知見に基づき、張り出し成形性及び耐隙間部腐食性に関して十分な特性を得るためにMn含有量は2 mass%以下、好ましくは1.5 mass%以下に制限される。

・Ni：1 mass%以下

Niはオーステナイト相の形成を促進する元素である。その効果を得るためには0.01mass%以上が好ましい。その含有量が高いときには優れた張り出し成形性が得られなくなる。たとえば、SUS329系のフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼は約50%のオーステナイト相を含むものであるが、Ni量が1 mass%を超えるとときには張り出し成形性が顕著に劣化する。また、Niは高価な合金元素であり、経済性、省資源の観点からもその含有量はフェライト・オーステナイト組織を生成するのに必要な限度において極力低減することが求められる。かかる観点から、Ni含有量は1 mass%以下、好ましくは、0.9 mass%以下に制限される。しかしながら、Ni量が0.10 mass%以下であると、母材および溶接部のいずれにおいても鋼の靱性が低下する。したがって、Ni量は、最も好ましくは0.10 mass%超0.9 mass%以下とするのがよい。

本発明に係る鋼は、上記組成を有するとともに、その金属組織が組織中のオーステナイト相分率が10vol%以上85vol%以下であるフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼であることを必要とする。

図7はMn含有量が2 mass%以下、Ni含有量が1 mass%以下のフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼板の張り出し成形性（エリクセン値）に及ぼすオーステナイト相分率の関係を示すグラフである。ここに示すように、張り出し成形性はオーステナイト相分率の増加により向上し、オーステナイト相分率が10vol%以上、特に15vol%以上のときに優れた張り出し成形性を示す。しかしながら、本発明では、経済性の面からNi含有量が1 mass%以下に制限され、その場合、オーステナイト相分率が85vol%を超えることは困難になる。そのため、本発明では、オーステナイト相分率10~85vol%、好ましくは15~85vol%に限定する。

以上の基本的組成を有し、かつ金属組織中のオーステナイト相分率が10vol%以上85vol%以下としたフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼は、比較的 low コストであり、Ni 資源の省資源化を図るものでありながら張り出し成形性と耐隙間部腐食性に優れている。

しかしながら、さらに延性、深絞り性を確保するためには、また、本発明のフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼においては、鋼組織のオーステナイト相に含まれるC+N量を0.16 mass%以上2 mass%以下とするのが好ましい。鋼組織のオーステナイト相に含まれるC+N量が0.16 mass%未満では十分な延性、深絞り性が得られず、一方、2 mass%を超えて含有するとは困難であるからである。なお好ましくは0.2 mass%~2 mass%の範囲で含有させるのがよい。

このオーステナイト相中のC、N量は、鋼の組成と焼鈍条件（温度、時間）を調整することによって行うことができる。鋼組織および焼鈍条件とオーステナイト相中のC、N量の関係は一概にはいえないが、鋼組織中のCr、C、N量が多いときにはオーステナイト相中のC、N量が高まる場合が多く、また、鋼の成分組成が同一の場合には、焼鈍条件によって決定されたオーステナイト相分率が低いほど、オーステナイト相中のC、N量が高まる場合が多いことなど経験的に得られた知識に基づいて適量のC、Nを含有するようにすることができる。なお、オーステナイト相中のC、Nの含有量の測定は、たとえばEPMAによりおこなうことができる。

実施例 3

表 5 に示す組成を有する各種鋼を真空溶解あるいは窒素分圧を最大 0.9 気圧 (882 hPa) までの範囲で制御した雰囲気中で溶製し、鋼スラブ (または鋼塊、鋳塊) とした後、1250℃加熱後、熱間圧延 (11~12 パスで板厚 3~4 mm 迄熱延)、焼鈍 (1100℃で 1min)、冷間圧延 (室温~300℃加熱後、冷延) し、その後 900~1300℃の温度で仕上げ焼鈍を行い、板厚 1.25mm の冷延焼鈍板を得た。得られた冷延焼鈍板についてオーステナイト相分率、張り出し成形性及び耐隙間部腐食性を測定した。

ここに、オーステナイト相分率の測定は、実施例 1 と同様にして行った。張り出し成形性は、エリクセン試験によって行い、割れが発生するまでのパンチ押し込み長さをエリクセン値としたものである。この際、試験片は寸法 80mm×80mm の正方形板とし、グラファイトグリースを塗布して潤滑し、パンチ径 20mm、しわ押さえ力 15.7kN の条件で行った。他条件は JIS Z 2247 エリクセン試験に準じた。また、耐隙間部腐食試験は図 8 に示すような、表面スケールを削除した 8cm 幅×12cm 長の冷延焼鈍板に同一素材の表面スケールを削除した 3cm 幅×4.5cm 長の冷延焼鈍板を (小板) を重ね、これらをテフロン (登録商標) 製のボルトとテフロン (登録商標) 製のワッシャーにて密着固定し、7ヶ月間、海岸から約 0.7km の場所で屋外暴露試験を行った後、試験片を解体し、隙間部および母材部での腐食発生の有無を目視にて観察したものである。

測定の結果は表 6A に示した。表 5、6A から明らかなように、本発明を満たすフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼板はエリクセン値が 12mm 以上であって張り出し成形性が高く、また、暴露試験においても耐隙間部が認められなかった。なお、表 6A において耐隙間部耐食性の評価は○印が腐食なし、×印が腐食ありの場合である。

また、表 6B は、実施例 1 の表 1 および 2 の鋼板の鋼 No. 1~4 について、上記の実施例と同じ方法で、張り出し成形性と耐隙間腐食性を評価したものである。表 2 で示した成形性はもとより、張り出し成形性と耐隙間腐食性に優れた鋼板が得られたことを示す。

表5のNo.3, No.4を用いて、1.7mmまで熱延した熱延板（仕上げ温度1000℃）、あるいは、さらに1050℃で1min間焼鈍した熱延焼鈍板についても上述の冷延焼鈍板と同様の方法で、オーステナイト相分率、張り出し成形性および耐隙間腐食性の測定を行った。その結果、熱延板のオーステナイト相分率は、それぞれ、48%、45%、エリクセン値が、それぞれ14.5mm、14.0mmで、熱延焼鈍板のオーステナイト相分率は、それぞれ、47%、44%（具体的な値を追加願います）、エリクセン値が、それぞれ14.6mm、14.2mmであった。また、熱延板と熱延焼鈍板のいずれの母材部および隙間部ともに腐食は認められなかった。その結果、熱延板と熱延焼鈍板が、冷延焼鈍板と同様の性能が認められた。

（3）成形性に優れ、さらに溶接部耐食性に優れたフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼

本発明に係る鋼は、上記（1）で述べた組成の鋼（C：0.2mass%以下、Si：4mass%以下、Mn：12mass%以下、P：0.1mass%以下、S：0.03mass%以下、Cr：15～35mass%、Ni：3mass%以下、N：0.05mass%～0.6mass%を含有し、残部がFeおよび不可避免的不純物からなる鋼。あるいは、さらにMo：4mass%以下、Cu：4mass%以下のいずれか1種又は2種を含有する鋼。あるいは、さらに、Vを0.5mass%以下含有する鋼。あるいは、さらに、Alを0.1mass%以下含有する鋼。あるいは、さらに、B：0.01mass%以下、Ca：0.01mass%以下、Mg：0.01mass%以下、REM：0.1mass%以下、Ti：0.1%以下のいずれか1種または2種以上を含有する鋼（但し、オーステナイト相のC+N量の規定は無し））において、特に、Si：1.2mass%以下、Mn：4mass%～12mass%以下、Ni：1mass%以下を有するとともに、その金属組織が組織中のオーステナイト相分率が10vol%以上85vol%以下であるフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼であることを必要とする。

以下に規定理由を述べる。

- ・Si：1.2mass%以下

Si は脱酸材として有効な元素である。その効果を得るためには 0.01mass%以上が好ましい。その含有量が 1.2 mass%を超えると、熱間加工性が劣化するので 1.2 mass%以下、好ましくは 1.0 mass%以下に制限する。なお、鋭敏化による耐食性の劣化をさらに抑制するためには、Si 含有量を 0.4 mass%以下とするのが好ましい。

・ Mn : 4 mass% ~ 12 mass%

Mn は優れた溶接部耐食性を得るために特に重要な元素である。図 9 は溶接部、熱影響部および母材部を含む溶接試験材を 0.035% (質量比) の塩化ナトリウム溶液中で、100~300mV vs SCE. の電位に 30min 保持したときの腐食の有無と Mn 含有量との関係を示したグラフである。腐食の有無は、電流値が 1mA 以上の場合「腐食あり」とし、1mA 未満の場合は「腐食なし」と判定した。

図 9 から明らかなように、Mn 量が 4 mass% 以上では溶接材の耐食性が著しく向上することが明らかである。発明者らの見解によれば、この原因は、Mn 含有量が 4 mass% 以上に高められると、クロム窒化物の析出温度が下がり、溶接部および溶接部近傍の熱影響部でのクロム窒化物の生成ひいてはクロム欠乏領域の発生が抑制されるためである。しかしながら、図 9 から明らかなように、Mn 量が 12 mass% を超えると優れた耐食性が得られなくなる。これは、Mn 含有量が 12 mass% を超えると母材部に多数の MnS 等の腐食起点が形成されるためであると考えられる。したがって、Mn 量は 4 mass% 以上 12 mass% 以下、好ましくは 5.2 mass% 以上 10 mass% 以下、さらに好ましくは 6.8 mass% 未満に制限される。

・ Ni : 1 mass% 以下:

Ni はオーステナイト形成促進元素であり、フェライト・オーステナイト系組織を生成するのに有用である。その効果を得るためには 0.01mass% 以上が好ましい。しかし、高価な合金元素であり、資源保護上極力低減する必要もある。これらの観点から Ni 含有量は、1 mass% 以下、好ましくは 0.9 mass% 以下に制限される。しかしながら、Ni の含有量が 0.10 mass% 以下であると、母材及び溶接部の靱性が低下する。したがって、溶接部を含む靱性の向上のためには、Ni は少なくとも、0.10 mass% 超含有させるのが好ましい (実施例 6 参照)。

図10は母材部を含む溶接材の耐食性に及ぼすオーステナイト相分率の影響を示すグラフである。耐食性の測定方法は図9の場合と同様である。図10から明らかなように、オーステナイト相分率が10vol%以上となると、溶接部耐食性が著しく向上する。

この理由は、本発明の技術的範囲の解釈に影響を与えるものではないが、発明者らは以下のように推察している。すなわち、一般には、Ni含有量が低くN含有量が高いフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼では、溶接後冷却時にCrおよびNの拡散速度が速いため、フェライト相を含む結晶粒界でクロム窒化物が析出し、そのためクロム欠乏領域が発生しやすいと考えられている。しかし、本発明のように10vol%以上、特に15vol%以上のオーステナイト相を有するフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼では、オーステナイト相生成能が高いため、フェライト相を含む結晶粒界でCrが減少しても、その部分がオーステナイト相に変態してクロム窒化物の溶解度が高まり、結果としてクロム欠乏領域が減少するのである。

しかしながら、オーステナイト相分率が85vol%を超えると、応力腐食割れ感受性が著しく高まる。上記の理由によって、本発明では、オーステナイト相分率を10~85vol%、好ましくは15~85vol%とする。

また、さらに延性、深絞り性を確保するためには、また、本発明のフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼においては、鋼組織のオーステナイト相に含まれるC+N量を0.16 mass%以上2 mass%以下とするのが好ましい。鋼組織のオーステナイト相に含まれるC+N量が0.16 mass%未満では十分な延性、深絞り性が得られず、一方、2 mass%を超えて含有するとは困難であるからである。なお好ましくは0.2 mass%~2 mass%の範囲で含有させるのがよい。

このオーステナイト相中のC、N量は、鋼の組成と焼鈍条件（温度、時間）を調整することによって行うことができる。鋼組織および焼鈍条件とオーステナイト相中のC、N量の関係は一概にはいえないが、鋼組織中のCr、C、N量が多いときにはオーステナイト相中のC、N量が高まる場合が多く、また、鋼の成分組成が同一の場合には、焼鈍条件によって決定されたオーステナイト相分率が低いほど、

オーステナイト相中の C、N 量が高まる場合が多いことなど経験的に得られた知識に基づいて適量の C、N を含有するようにすることができる。なお、オーステナイト相中の C、N の含有量の測定は、たとえば EPMA によりおこなうことができる。

実施例 4

表 7, 8 に示す組成を有する各種鋼を真空溶解あるいは窒素分圧を最大 0.9 気圧 (882 hPa) までの範囲で制御した雰囲気中で溶製し、鋼スラブ (または鋼塊、鋳塊) とした後、1250℃加熱後、熱間圧延 (10~11 パスで板厚 4~6 mm 迄熱延)、焼鈍 (1100℃で 1min)、冷間圧延 (室温~300℃加熱後、冷延) し、その後 900~1300℃の温度で仕上げ焼鈍を行い、板厚 2.25mm の冷延焼鈍板を得た。得られた冷延焼鈍板についてオーステナイト相分率を測定し、さらに TIG 溶接機を用いて、投入電力 900W、速度 30 cm/min の条件で、約 5mm 幅の溶接ビードを置いた。なお、組織観察 (オーステナイト相分率の測定) は、実施例 1 と同様に行なった。

溶接部の耐食性試験は、得られた溶接ビード、熱影響部および母材部を含む 1 辺が 25mm の試験片について、表面スケールを研削後、0.035% (質量比) 塩化ナトリウム水溶液中で 100、200 および 300mV vs SCE. の電位に 30 分間保持し、1mA 以上の電流が発生した試料を「腐食有り」、1mA 以上の電流が発生しなかった試料を「腐食なし」と評価した。試験結果を表 9A に示す。表 9A において、○印は「腐食なし」、×印は「腐食あり」の場合である。本発明鋼の溶接材は、200mV vs SCE. の電位までは腐食が発生せず、溶接部の耐食性に優れていることが明らかである。

また、表 9B は、実施例 1 の表 1 および 2 の鋼板の鋼 No. 12~29 について、上記の実施例と同じ方法で、溶接部の耐食性を評価したものである。表 2 で示した成形性はもとより、溶接部の耐食性に優れた鋼板が得られたことを示す。

表 8 の No. 15, No. 16, No. 17 を用いて、2.25mm まで熱延した熱延板 (仕上げ温度 1000℃)、あるいは、さらに 1050℃で 1min 間焼鈍した熱延焼鈍板についても上述の冷延焼鈍板と同様の方法で、オーステナイト相分率および、溶接部の耐腐食

性試験を行った。その結果、熱延板のオーステナイト相分率は、それぞれ、20%、31%、52%、熱延焼鈍板のオーステナイト相分率は、それぞれ、18%、30%、51%、熱延板と熱延焼鈍板のいずれも溶接部に腐食は認められず冷延焼鈍板と同様の性能が認められた。

実施例 5

実施例 4 と同様にして、表 10 に示す成分組成を有する鋼を溶製し、鋼スラブ（または鋼塊、鋳塊）とした後、1250℃加熱後、熱間圧延（10～11パスで板厚 4～6mm 迄）、焼鈍（1100℃で 1min）、冷間圧延（室温～300℃加熱後、冷延）し、その後 1050℃の温度で仕上げ焼鈍を行い、板厚 2.25mm の冷延焼鈍板を得た。得られた冷延焼鈍板についてオーステナイト相分率を測定した。なお、オーステナイト相分率の測定は、実施例 1 と同様にして行った。

上記により得られた冷延板に、TIG 溶接機を用いて、投入電力 900W、速度 30 cm/min の条件で、約 5mm 幅の溶接ビードを圧延方向に対して直角方向に置き、母材部および溶接部から圧延方向に平行に幅 10mm、長さ 75mm の試片とし、これを曲げ半径 10mm の U ベンド試験片とした。溶接部から切り出された試片では、U ベンド試験片の底部が溶接部となるようにした。このように調整された U ベンド試験片は、濃度 42mass% の塩化マグネシウム水溶液（温度 80℃）中に浸漬し、24h 毎に割れの目視により有無を調べた。調査結果は、表 11 に示す。表 5 から明らかなように、C 含有量を 0.1% 未満とすることにより、母材および溶接部の耐応力腐食割れ性が著しく向上する。

実施例 6

実施例 4 と同様にして、表 12 に示す成分組成を有する鋼を溶製し、鋼スラブ（または鋼塊、鋳塊）とした後、1250℃加熱後、熱間圧延（10～11パスで板厚 4～6mm 迄）、焼鈍（1100℃で 1min）、冷間圧延（室温～300℃加熱後、冷延）し、その後 1050℃の温度で仕上げ焼鈍を行い、板厚 2.25mm の冷延焼鈍板

を得た。得られた冷延焼鈍板についてオーステナイト相分率を測定した。なお、組織観察（オーステナイト相分率の測定）は、実施例 1 と同様に行なった。

上記により得られた冷延板に、TIG 溶接機を用いて、投入電力 900W、速度 30 cm/min の条件で、約 5mm 幅の溶接ビードを圧延方向に対して直角方向に置いた。溶接ビードの置かれた冷延板からシャルピー衝撃試験片を、2mm V ノッチが圧延方向に対して直角方向となるように切り出し、0℃で衝撃試験を行なった。衝撃試験結果は、表 13 に示す。表 13 から明らかなように、Ni 含有量を 0.1% 以上とすることにより、母材および溶接部の衝撃吸収エネルギーが著しく向上する。

(4) 耐粒界腐食性に優れたフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼

本発明に係る鋼は、上記 (1) で述べた組成の鋼 (C : 0.2mass% 以下、Si : 4 mass% 以下、Mn : 12mass% 以下、P : 0.1mass% 以下、S : 0.03mass% 以下、Cr : 15 mass% ~ 35mass%、Ni : 3 mass% 以下、N : 0.05 mass% ~ 0.6mass% を含有し、残部が Fe および不可避的不純物からなる鋼。あるいは、さらに Mo : 4 mass% 以下、Cu : 4 mass% 以下のいずれか 1 種又は 2 種を含有する鋼。あるいは、さらに、V を 0.5mass% 以下含有する鋼。あるいは、さらに、Al を 0.1mass% 以下含有する鋼。あるいは、さらに、B : 0.01mass% 以下、Ca : 0.01mass% 以下、Mg : 0.01mass% 以下、REM : 0.1mass% 以下、Ti : 0.1 mass% 以下のいずれか 1 種または 2 種以上を含有する鋼 (但し、オーステナイト相の C+N 量の規定は無し)) において、Si : 0.4 mass% 以下、Mn : 2 mass% ~ 4 mass% 以下、Ni : 1 mass% 以下とするとともに、本発明のオーステナイト・フェライト系ステンレス鋼板の組織は、オーステナイト相分率を全組織に対して体積率で 10~85% とする。

以下に規定理由を述べる。

・ Si : 0.4 mass% 以下

Si の限定は本発明において、重要な要件の一つである。Si は脱酸材として有効な元素であり、適宜添加することができる。その効果を得るためには 0.01mass% 以上が好ましい。しかしながら、Si 量が 0.4 mass% を超えると N の固溶度が低下

するため、上述の背景技術で述べた鋭敏化による耐食性の劣化が散見されるようになる。よって、Si 量は 0.4 mass% 以下、好ましくは 0.38 mass% 以下とする。

- ・ Mn: 2 mass% 越え 4 mass% 未満

Mn は 2 mass% 超えで N の溶解度を高め、製鋼時の N 添加を容易にする。同時に Mn の添加は γ 相分率を高める。しかしながら 4 mass% 以上では、 γ 相を生成する効果が飽和する。よって、2 mass% 超え 4 mass% 未満にする。好適範囲は、2. 2 mass% 以上、3. 8 mass% 以下である。

- ・ Ni: 1 mass% 以下:

Ni 量は経済的理由および Ni 資源保護の理由により、1 mass% 以下に制限される。好ましくは、0.9% 以下である。なお、優れた靱性を得るためには 0.1 mass% 以上が好適である。

- ・ オーステナイト相分率: 10% 以上 85% 以下

オーステナイト相分率が 10% 未満では Si 低減による優れた耐食性が発揮されない。一方、85% を超えると、応力腐食割れ感受性が著しく高まる。よって、オーステナイト相分率は 10% 以上 85% 以下とし、好ましくは 15% 以上 80% とする。

しかしながら、さらに延性、深絞り性を確保するためには、また、本発明のフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼においては、鋼組織のオーステナイト相に含まれる C+N 量を 0.16 mass% 以上 2 mass% 以下とするのが好ましい。鋼組織のオーステナイト相に含まれる C+N 量が 0.16 mass% 未満では十分な延性、深絞り性が得られず、一方、2 mass% を超えて含有するとは困難であるからである。なお好ましくは 0.2~2 mass% の範囲で含有させるのがよい。

このオーステナイト相中の C、N 量は、鋼の組成と焼鈍条件（温度、時間）を調整することによって行うことができる。鋼組織および焼鈍条件とオーステナイト相中の C、N 量の関係は一概にはいえないが、鋼組織中の Cr、C、N 量が多いときにはオーステナイト相中の C、N 量が高まる場合が多く、また、鋼の成分組成が同一の場合には、焼鈍条件によって決定されたオーステナイト相分率が低いほど、オーステナイト相中の C、N 量が高まる場合が多いことなど経験的に得られた知識

に基づいて適量の C、N を含有するようにすることができる。なお、オーステナイト相中の C、N の含有量の測定は、たとえば EPMA によりおこなうことができる。

実施例 7

表 1 4A に示す成分組成を有する各種鋼を真空溶解あるいは窒素分圧を最大 0.9 気圧までの範囲で制御した雰囲気下で溶製し、鋼スラブ（または鋼塊、鋳塊）とした後、1250℃加熱後、熱間圧延（10～11パス）により 6mm 厚の熱延板を作製した。次いで、1100℃の焼鈍、表面切削による脱スケール後、冷間圧延（室温）により 4.5mmt の冷延板を作製した。得られた冷延板について 1050℃で仕上げ焼鈍（空冷）を行い、冷延焼鈍板を作成した。

作成した冷延焼鈍板に対して、組織観察、耐食性の測定を行った。得られた結果を表 1 4A に併せて記す。なお、組織観察（オーステナイト相（ γ 相）分率の測定）は、実施例 1 と同様にして行った。耐粒界腐食性の測定・評価方法は下記の通りである。

<耐粒界腐食性の測定および評価>

冷延焼鈍板をエメリー#300番で表面研磨後、評価した。

- ・ 試験溶液：硫酸銅 5 水和物 100mg 及び硫酸 100ml を水に加えて 1000ml 硫酸硫酸銅溶液を作成した。
- ・ 試験方法：試験片を上記の沸騰溶液に 8 時間浸漬し、取り出し後、曲げ半径 4.5mm、曲げ角度 90° で曲げを行い、曲げ部の割れを観察した。

表 1 4A より、本発明鋼の No. 1 と 2 は、粒界には、腐食による割れが無く、耐粒界腐食性に優れている。一方、比較例の No. 3 と 4 では、粒界には、腐食による割れが観察された。

また、表 1 4B は、実施例 1 の表 1 および 2 の鋼板の鋼 No. 5～8 について、上記の実施例と同じ方法で、耐粒界腐食性を評価したものである。いずれの鋼板も表 2 で示した成形性はもとより、耐粒界腐食性に優れた鋼板が得られたことを示す。

また、表 1 4 A の No. 1, No. 2 を用いて、4.5mm まで熱延した熱延板（仕上げ温度 1000℃），あるいは、さらに 1050℃で 1min 間焼鈍した熱延焼鈍板についても上述の冷延焼鈍板と同様の方法で、オーステナイト相分率および、耐粒界腐食性の測定および評価を行った。その結果、熱延板のオーステナイト相分率は、それぞれ、60%，60%、熱延焼鈍板のオーステナイト相分率は、それぞれ、58%，59%であった。また、熱延板と熱延焼鈍板のいずれも、粒界には、腐食による割れが無く、耐粒界腐食性に優れていた。その結果、熱延板と熱延焼鈍板ともに、冷延焼鈍板と同様の性能が認められた。

産業上の利用可能性

本発明のオーステナイト・フェライト系ステンレス鋼に関する技術は、鋼板に限定されるものではなく、例えば、厚板や形鋼、線棒、管等に適用した場合においても、本発明条件を満たすことにより、優れた延性、深絞り性に加えて、さらに、優れた張り出し性および、隙間腐食性、優れた溶接部耐食性、優れた耐粒界腐食性を得ることができる。

また、本発明鋼板は、自動車部材や厨房機器、建築金具用等の素材として好適に用いることができる。

また、各種自動車部品や、厨房機器、建築金具用以外の用途でも、優れた耐食性延性、深絞り性、優れた張り出し性および、隙間腐食性、優れた溶接部耐食性、優れた耐粒界腐食性が要求される分野の材料として好適である。

表1

鋼 No.	化 学 成 分 (mass%)									
	C	N	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Mo
1	0.007	0.32	0.07	0.04	0.005	0.002	23.72	0.01	—	—
2	0.100	0.31	0.05	0.04	0.005	0.002	24.01	—	—	—
3	0.010	0.20	0.33	0.89	0.030	0.002	20.06	0.51	0.53	—
4	0.010	0.24	0.36	0.98	0.028	0.002	21.01	0.55	0.49	—
5	0.013	0.18	0.31	3.01	0.030	0.001	18.95	0.51	0.51	—
6	0.012	0.22	0.25	2.88	0.029	0.001	19.93	0.51	0.52	—
7	0.011	0.26	0.35	2.98	0.026	0.001	21.03	0.48	0.48	—
8	0.010	0.30	0.30	3.00	0.028	0.002	22.10	0.49	0.51	—
9	0.015	0.20	0.55	3.03	0.030	0.001	19.02	0.50	0.63	—
10	0.018	0.23	0.54	3.03	0.029	0.002	20.11	0.50	0.61	—
11	0.015	0.27	0.61	3.02	0.031	0.002	21.08	0.49	0.62	—
12	0.007	0.23	0.35	4.88	0.029	0.002	19.38	0.47	0.51	—
13	0.008	0.26	0.35	4.99	0.031	0.002	20.03	0.48	0.50	—
14	0.008	0.29	0.31	4.99	0.028	0.002	20.53	0.63	0.53	—
15	0.018	0.24	0.36	4.99	0.030	0.001	20.21	0.46	0.49	—
16	0.033	0.16	0.34	4.99	0.029	0.001	18.81	0.48	0.50	—
17	0.035	0.18	0.34	4.82	0.028	0.001	19.22	0.48	0.49	—
18	0.054	0.22	0.33	4.90	0.029	0.001	20.33	0.46	0.50	—
19	0.060	0.26	0.34	4.87	0.029	0.001	21.21	0.45	0.49	—
20	0.065	0.31	0.35	4.85	0.028	0.001	22.37	0.46	0.49	—
21	0.069	0.21	0.33	4.81	0.029	0.001	20.23	0.48	0.49	—
22	0.110	0.17	0.34	4.81	0.030	0.001	20.32	0.45	0.49	—
23	0.020	0.42	0.41	4.90	0.026	0.002	24.01	0.50	0.90	—
24	0.017	0.26	0.34	4.42	0.030	0.001	20.45	0.12	2.03	—
25	0.013	0.16	0.33	4.46	0.022	0.002	21.50	0.58	0.58	—
26	0.019	0.24	0.35	4.48	0.023	0.003	20.01	—	—	—
27	0.021	0.24	0.35	4.48	0.023	0.002	20.03	0.25	—	—
28	0.018	0.24	0.35	4.48	0.022	0.003	19.95	—	0.24	—
29	0.020	0.22	0.34	4.49	0.023	0.002	16.91	0.25	0.24	3.02
30	0.013	0.19	0.51	3.01	0.028	0.002	18.89	1.51	—	—
31	0.012	0.21	0.51	3.00	0.025	0.002	20.00	1.48	—	—
32	0.010	0.23	0.49	2.98	0.021	0.002	21.12	1.51	—	—
33	0.021	0.26	0.51	2.99	0.028	0.001	22.03	1.50	—	—
34	0.019	0.15	0.48	2.88	0.031	0.001	20.03	1.51	2.11	—
35	0.013	0.24	0.31	2.88	0.028	0.002	17.11	1.50	0.50	3.12
36	0.020	0.20	0.48	0.99	0.029	0.002	20.50	2.60	—	—
37	0.025	0.02	0.46	1.32	0.020	0.001	23.93	4.65	—	—
38	0.031	0.02	0.48	1.39	0.020	0.001	22.51	6.10	—	—

表 2

鋼 No.	焼鈍 温度 (°C)	オーステナイト 相分率 (%)	オーステナイト相成分 (mass%)									指数 Md (γ)	全伸び (%)	限界 絞り比	備 考
			C (γ)	N (γ)	Si (γ)	Mn (γ)	Cr (γ)	Ni (γ)	Cu (γ)	Mo (γ)	C+N (γ)				
1	1150	29	0.01	0.80	—	—	23.6	—	—	—	0.81	-147	38	2.2	発明例
2	1150	41	0.17	0.62	—	—	22.7	—	—	—	0.79	-125	39	2.2	発明例
3	1050	46	0.02	0.36	0.3	0.9	19.0	0.6	0.7	—	0.38	67	50	2.3	発明例
4	1050	45	0.02	0.46	0.3	1.0	20.2	0.7	0.6	—	0.48	4	52	2.3	発明例
5	1050	56	0.02	0.28	0.3	3.1	17.7	0.6	0.6	—	0.30	107	45	2.2	発明例
6	1050	55	0.02	0.34	0.2	3.0	18.8	0.6	0.6	—	0.36	66	52	2.4	発明例
7	1050	50	0.02	0.45	0.3	3.2	20.0	0.6	0.6	—	0.47	-4	52	2.3	発明例
8	1050	48	0.02	0.54	0.3	3.2	21.2	0.6	0.6	—	0.56	-62	39	2.2	発明例
9	1050	62	0.02	0.29	0.5	3.1	18.0	0.6	0.9	—	0.31	88	49	2.4	発明例
10	1050	58	0.03	0.38	0.5	3.1	19.1	0.6	0.8	—	0.41	30	60	2.4	発明例
11	1050	55	0.02	0.44	0.6	3.2	19.9	0.6	0.8	—	0.46	-6	55	2.4	発明例
12	1050	61	0.01	0.34	0.3	5.0	18.2	0.6	0.6	—	0.35	62	55	2.3	発明例
13	1050	60	0.01	0.38	0.3	5.1	18.9	0.6	0.6	—	0.39	33	61	2.4	発明例
14	1050	62	0.01	0.44	0.3	5.4	19.6	0.9	0.6	—	0.45	-15	53	2.3	発明例
15	1050	58	0.03	0.37	0.3	6.0	19.0	0.6	0.6	—	0.40	20	59	2.4	発明例
16	1050	59	0.05	0.23	0.3	5.2	17.3	0.6	0.6	—	0.28	105	39	2.2	発明例
17	1050	60	0.05	0.26	0.3	5.2	17.8	0.6	0.6	—	0.31	84	49	2.4	発明例
18	1050	59	0.08	0.34	0.3	5.4	19.0	0.5	0.6	—	0.42	18	62	2.5	発明例
19	1050	59	0.09	0.40	0.3	5.5	20.0	0.5	0.6	—	0.49	-29	48	2.4	発明例
20	1050	57	0.10	0.51	0.3	5.6	21.3	0.5	0.6	—	0.61	-103	41	2.2	発明例
21	1050	61	0.10	0.31	0.3	5.0	18.9	0.6	0.6	—	0.41	25	64	2.5	発明例
22	1050	60	0.16	0.26	0.3	5.0	18.8	0.5	0.6	—	0.42	24	64	2.5	発明例
23	1050	56	0.03	0.69	0.4	5.1	23.0	0.6	1.1	—	0.72	-191	39	2.2	発明例
24	1050	78	0.02	0.31	0.3	4.6	19.7	0.1	2.3	—	0.33	19	71	2.4	発明例
25	1050	30	0.03	0.37	0.3	4.8	19.3	0.8	0.9	—	0.40	11	48	2.3	発明例
26	1050	45	0.04	0.45	0.3	4.7	19.0	—	—	—	0.49	23	51	2.3	発明例
27	1050	48	0.03	0.44	0.3	4.7	19.0	0.3	—	—	0.47	24	52	2.3	発明例
28	1050	50	0.03	0.42	0.3	4.7	18.9	—	0.3	—	0.45	35	53	2.3	発明例
29	1050	46	0.04	0.42	0.3	4.8	16.3	0.3	0.3	2.2	0.46	15	50	2.4	発明例
30	1050	61	0.02	0.28	0.5	3.1	17.8	1.7	—	—	0.30	90	48	2.4	発明例
31	1050	54	0.02	0.34	0.5	3.1	18.8	1.8	—	—	0.36	45	53	2.4	発明例
32	1050	47	0.02	0.42	0.4	3.1	19.5	1.8	—	—	0.44	0	48	2.4	発明例
33	1050	45	0.04	0.49	0.4	3.2	20.5	1.8	—	—	0.53	-57	38	2.2	発明例
34	1050	78	0.02	0.17	0.5	3.3	18.6	1.7	2.4	—	0.19	58	58	2.4	発明例
35	1050	60	0.02	0.36	0.3	3.1	16.5	1.7	0.6	2.5	0.38	9	55	2.4	発明例
36	1050	61	0.03	0.30	0.4	1.0	19.1	3.0	—	—	0.33	38	53	2.4	発明例
37	1050	30	0.05	0.05	0.4	1.5	19.1	6.8	—	—	0.10	30	25	1.7	比較例
38	1050	60	0.04	0.03	0.4	1.5	19.2	7.8	—	—	0.07	14	33	1.8	比較例

表3

鋼 No.	化 学 成 分 (mass%)																	備 考
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	N	Al	O	V	Mo	Cu	B	Ca	Mg	REM	
1	0.003	0.41	0.63	0.028	0.0011	20.3	1.30	0.003	—	0.0035	—	—	—	—	—	—	—	比較鋼
2	0.030	0.70	1.91	0.029	0.0022	17.9	1.83	0.080	—	0.0051	0.058	—	—	—	—	—	—	発明鋼
3	0.021	0.54	1.06	0.031	0.0025	18.3	2.83	0.122	0.015	0.0043	—	—	—	—	—	—	—	発明鋼
4	0.010	0.51	0.83	0.033	0.0150	20.3	1.36	0.130	0.080	0.0021	0.011	—	—	—	—	—	—	発明鋼
5	0.010	0.55	8.45	0.030	0.0051	22.5	1.39	0.296	—	0.0035	0.055	—	—	—	—	—	—	発明鋼
6	0.035	0.45	1.55	0.030	0.0081	29.8	1.61	0.521	0.012	0.0081	0.121	—	—	—	—	—	—	発明鋼
7	0.110	0.55	1.31	0.028	0.0035	21.2	1.22	0.150	0.012	0.0033	—	—	—	—	—	—	—	発明鋼
8	0.020	0.55	0.43	0.027	0.0035	21.0	1.31	0.151	—	0.0032	—	3.11	—	—	—	—	—	発明鋼
9	0.011	0.81	0.88	0.030	0.0004	22.3	1.61	0.162	0.008	0.0015	—	—	—	0.0026	—	—	—	発明鋼
10	0.021	0.50	1.50	0.028	0.0026	22.5	5.71	0.161	0.013	0.0055	—	2.91	—	—	—	—	—	比較鋼
11	0.031	0.36	0.81	0.031	0.0029	21.6	1.81	0.182	—	0.0026	—	—	2.13	—	—	—	—	発明鋼
12	0.031	0.53	1.10	0.029	0.0006	22.5	1.53	0.181	—	0.0013	—	—	—	—	0.0036	—	—	発明鋼
13	0.051	0.61	0.93	0.030	0.0011	22.9	1.46	0.181	—	0.0015	—	—	—	—	—	0.0028	—	発明鋼
14	0.026	0.36	0.58	0.030	0.0013	22.7	1.50	0.163	—	0.0031	—	—	—	—	—	—	0.0210	発明鋼
15	0.031	0.41	0.63	0.028	0.0013	12.1	1.31	0.101	—	0.0029	—	—	—	—	—	—	—	比較鋼
16	0.053	0.36	0.91	0.028	0.0036	39.0	1.59	0.213	—	0.0031	—	—	—	—	—	—	—	比較鋼

注：下線部は本発明外であることを示す。また、一は、不可避免的不純物レベルであることを示す。

表 4

No.	鋼No.	焼鈍温度 (°C)	γ相分率 (%)	γ相中のC, N量(mass%)			限 界 絞り比	備 考
				C	N	C + N		
1	<u>1</u>	1050	<u>0</u>	—	—	—	2.0	比較例
2	2	950	75	0.03	0.10	<u>0.13</u>	2.0	比較例
3	2	1050	60	0.03	0.12	<u>0.15</u>	2.0	比較例
4	2	1100	49	0.03	0.14	0.17	2.4	発明例
5	2	1150	36	0.04	0.16	0.20	2.3	発明例
6	2	1200	22	0.05	0.20	0.25	2.2	発明例
7	2	1230	13	0.06	0.22	0.28	2.1	発明例
8	2	1250	<u>6</u>	0.06	0.24	0.30	2.0	比較例
9	3	950	<u>90</u>	0.01	0.13	<u>0.14</u>	1.9	比較例
10	3	1050	79	0.01	0.15	0.16	2.4	発明例
11	3	1150	57	0.02	0.19	0.21	2.4	発明例
12	3	1250	28	0.02	0.26	0.28	2.3	発明例
13	4	950	49	0.02	0.25	0.27	2.4	発明例
14	4	1050	38	0.02	0.29	0.31	2.4	発明例
15	4	1150	22	0.03	0.38	0.41	2.3	発明例
16	4	1250	<u>3</u>	0.04	0.53	0.57	2.0	比較例
17	5	1050	52	0.01	0.52	0.53	2.6	発明例
18	5	1150	36	0.01	0.65	0.66	2.5	発明例
19	5	1250	18	0.01	0.85	0.86	2.2	発明例
20	5	1300	<u>8</u>	0.02	0.97	0.99	2.0	比較例
21	6	1200	26	0.09	1.50	1.59	2.3	発明例
22	6	1250	21	0.09	1.56	1.65	2.2	発明例
23	6	1300	14	0.10	1.61	1.71	2.1	発明例
24	7	1050	53	0.18	0.26	0.44	2.6	発明例
25	8	1050	35	0.04	0.36	0.40	2.5	発明例
26	9	1050	29	0.03	0.45	0.48	2.5	発明例
27	<u>10</u>	1050	53	0.03	0.26	0.29	1.8	比較例
28	11	1100	43	0.06	0.35	0.41	2.5	発明例
29	12	1100	31	0.09	0.51	0.60	2.3	発明例
30	13	1100	35	0.11	0.38	0.49	2.3	発明例
31	14	1100	30	0.07	0.41	0.48	2.3	発明例
32	<u>15</u>	1050	<u>100</u>	0.03	0.10	<u>0.13</u>	1.7	比較例
33	<u>16</u>	1050	<u>0</u>	—	—	—	1.9	比較例

注：下線部は本発明外であることを示す。

表5

鋼板 番号	化学成分 (mass%)													備考	
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Al	V	N	O	その他		
1	0.022	0.51	0.95	0.025	0.0031	14.70	0.24	0.51	0.015	0.028	0.050	0.0028	—	比較例	
2	0.020	0.43	1.03	0.031	0.0055	17.93	0.01	0.01	0.015	0.055	0.108	0.0035	—	発明例	
3	0.025	0.41	1.11	0.025	0.0054	21.30	0.26	0.51	0.005	0.001	0.202	0.0044	—	発明例	
4	0.005	0.52	0.22	0.033	0.0061	25.30	0.62	0.55	0.001	0.043	0.375	0.0055	—	発明例	
5	0.025	0.44	0.98	0.028	0.0088	29.20	0.31	0.53	0.005	0.055	0.511	0.0121	—	発明例	
6	0.004	0.51	0.13	0.030	0.0083	17.96	0.26	0.01	0.015	0.001	0.113	0.0051	—	発明例	
7	0.015	0.46	1.91	0.029	0.0053	18.03	0.42	0.01	0.015	0.001	0.109	0.0034	—	比較例	
8	0.021	0.53	2.28	0.026	0.0033	18.13	0.33	0.01	0.016	0.001	0.103	0.0066	—	比較例	
9	0.020	0.46	3.88	0.028	0.0035	18.03	0.26	0.01	0.015	0.001	0.111	0.0028	—	発明例	
10	0.035	0.44	1.05	0.033	0.0018	21.51	0.83	1.22	0.003	0.053	0.305	0.0025	—	発明例	
11	0.111	0.48	1.02	0.025	0.0011	21.41	0.01	0.32	0.001	0.051	0.120	0.0055	—	発明例	
12	0.021	0.53	1.00	0.031	0.0051	21.08	0.31	0.36	0.005	0.055	0.081	0.0031	—	発明例	
13	0.018	0.10	0.98	0.025	0.0041	21.22	0.33	0.51	0.006	0.046	0.055	0.0055	—	比較例	
14	0.018	0.51	1.11	0.033	0.0035	21.60	0.03	0.91	0.005	0.055	0.043	0.0041	—	比較例	
15	0.010	0.53	0.95	0.025	0.0028	21.03	0.31	0.53	0.005	0.036	0.013	0.0036	—	発明例	
16	0.020	0.81	0.83	0.025	0.0023	17.88	0.43	2.18	0.012	0.028	0.113	0.0055	Mo:3.10	発明例	
17	0.008	0.56	0.85	0.013	0.0004	20.93	0.43	0.01	0.012	0.111	0.232	0.0018	B:0.0026, Ca:0.0030, Mg:0.0025, REM:0.0021, Ti:0.010	発明例	
18	0.010	0.55	0.66	0.033	0.0005	21.00	0.39	0.01	0.013	0.055	0.222	0.0031	B:0.0025, Ca:0.0022	発明例	
19	0.043	0.51	0.38	0.026	0.0038	16.31	0.19	0.01	0.004	0.028	0.025	0.0033	—	比較例	
20	0.023	0.49	1.44	0.031	0.0028	22.81	5.44	0.01	0.005	0.051	0.025	0.0028	Mo:2.88	比較例	
21	0.121	0.66	1.05	0.028	0.0051	17.10	7.11	0.01	0.005	0.041	0.021	0.0028	—	比較例	
22	0.051	0.55	1.03	0.028	0.0046	18.85	9.03	0.01	0.006	0.033	0.018	0.0031	—	比較例	
23	0.007	0.07	0.04	0.005	0.002	23.72	0.01	0.36	0.031	0.001	0.32	0.0029	—	発明例	
24	0.110	0.05	0.04	0.005	0.002	24.01	0.43	0.41	0.010	0.001	0.31	0.0041	—	発明例	
25	0.090	0.33	0.89	0.030	0.002	20.06	0.51	0.53	0.005	0.050	0.20	0.0036	—	発明例	
26	0.010	0.36	0.98	0.028	0.002	21.01	0.55	0.49	0.036	0.049	0.24	0.0015	—	発明例	

表 6 A

鋼板 番号	オーステナイト 分率 (vol%)	エリクセン値 (mm)	耐食性		備考
			母材部	隙間部	
1	66	7.3	×	×	比較例
2	43	14.5	○	○	発明例
3	47	14.7	○	○	発明例
4	43	14.2	○	○	発明例
5	29	13.1	○	○	発明例
6	49	14.8	○	○	発明例
7	45	13.5	○	○	発明例
8	47	11.6	○	×	比較例
9	50	10.6	×	×	比較例
10	82	15.1	○	○	発明例
11	30	14.1	○	○	発明例
12	18	13.2	○	○	発明例
13	12	12.3	○	○	発明例
14	7	10.3	○	○	比較例
15	0	8.2	○	○	比較例
16	43	14.4	○	○	発明例
17	53	14.5	○	○	発明例
18	48	14.3	○	○	発明例
19	0	8.6	×	×	比較例
20	53	8.7	○	○	比較例
21	100	13.9	×	×	比較例
22	100	12.2	○	×	比較例
23	37	13.7	○	○	発明例
24	43	14.2	○	○	発明例
25	40	14.0	○	○	発明例
26	35	13.0	○	○	発明例

表 6 B

鋼番号	オーステナイト相分率 (vol.%)	限界絞り 比 (エリ セン値) (mm)	耐食性 母材部	耐食性 隙間部	備考
表 1, 2 の 鋼 No. 1	29	14.0	○	○	発明例
表 1, 2 の 鋼 No. 2	41	14.8	○	○	発明例
表 1, 2 の 鋼 No. 3	46	14.6	○	○	発明例
表 1, 2 の 鋼 No. 4	45	14.5	○	○	発明例

表7

鋼板 番号	化 学 成 分													備考
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Al	V	N	O	その他	
1	0.010	0.49	5.32	0.025	0.0031	17.8	0.49	0.48	0.009	0.041	0.058	0.0031	—	発明例
2	0.009	0.51	5.28	0.023	0.0033	19.9	0.43	0.51	0.009	0.051	0.159	0.0026	—	発明例
3	0.010	0.53	5.31	0.025	0.0025	22.1	0.55	0.46	0.011	0.030	0.262	0.0031	—	発明例
4	0.011	0.52	5.26	0.025	0.0055	26.3	0.43	0.50	0.012	0.051	0.463	0.0066	—	発明例
5	0.012	0.49	0.98	0.031	0.0028	18.9	0.01	0.50	0.005	0.028	0.169	0.0030	—	比較例
6	0.011	0.55	3.42	0.026	0.0022	19.0	0.01	0.48	0.001	0.026	0.165	0.0028	—	比較例
7	0.011	0.51	4.33	0.033	0.0031	19.0	0.01	0.49	0.001	0.031	0.173	0.0031	—	発明例
8	0.010	0.53	5.26	0.028	0.0016	18.8	0.01	0.50	0.006	0.051	0.171	0.0016	—	発明例
9	0.012	0.51	7.31	0.033	0.0044	19.0	0.01	0.50	0.007	0.023	0.170	0.0032	—	発明例
10	0.009	0.55	9.00	0.030	0.0009	18.9	0.01	0.50	0.006	0.033	0.169	0.0055	—	発明例
11	0.010	0.51	11.03	0.029	0.0021	19.0	0.01	0.52	0.005	0.016	0.170	0.0025	—	発明例
12	0.012	0.49	14.89	0.020	0.0031	19.1	0.01	0.51	0.001	0.021	0.170	0.0036	—	比較例
13	0.013	0.50	5.28	0.031	0.0055	20.1	0.01	0.01	0.015	0.001	0.040	0.0013	—	比較例
14	0.010	0.010	5.26	0.032	0.0033	19.8	0.01	0.01	0.013	0.001	0.059	0.0034	—	発明例

表8

鋼板 番号	化 学 成 分													備考
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Al	V	N	O	その他	
15	0.012	0.51	5.27	0.032	0.0026	20.0	0.01	0.01	0.016	0.001	0.080	0.0026	—	発明例
16	0.010	0.51	5.30	0.033	0.0031	20.0	0.01	0.01	0.015	0.001	0.129	0.0022	—	発明例
17	0.010	0.50	5.27	0.028	0.0033	20.2	0.01	0.01	0.021	0.001	0.231	0.0020	—	発明例
18	0.009	0.50	5.30	0.026	0.0025	20.0	0.01	0.01	0.022	0.001	0.311	0.0033	—	発明例
19	0.010	0.55	5.33	0.027	0.0018	20.1	0.81	0.73	0.013	0.001	0.292	0.0025	—	発明例
20	0.012	0.46	5.31	0.028	0.0018	19.5	0.51	0.46	0.055	0.151	0.212	0.0061	—	発明例
21	0.008	0.61	5.33	0.033	0.0031	20.1	0.46	2.13	0.023	0.056	0.155	0.0081	—	発明例
22	0.005	0.54	5.25	0.031	0.0061	19.6	0.53	0.55	0.015	0.066	0.188	0.0056	Mo:3.15	発明例
23	0.006	0.55	5.28	0.028	0.0025	19.3	0.55	0.53	0.011	0.081	0.213	0.0056	B:0.0025	発明例
24	0.005	0.46	5.22	0.033	0.0005	19.2	0.36	0.43	0.031	0.061	0.211	0.0022	Ca:0.0035	発明例
25	0.012	0.81	5.51	0.038	0.0006	20.3	0.51	0.55	0.015	0.081	0.199	0.0022	Mg:0.0033	発明例
26	0.008	0.55	5.33	0.029	0.0008	19.9	0.37	0.39	0.031	0.071	0.185	0.0031	REM:0.021	発明例
27	0.012	0.46	5.35	0.034	0.0009	21.0	0.36	0.51	0.012	0.077	0.185	0.0018	Ti:0.0025	発明例

表 9A

鋼板番号	オーステナイト 相分率(vol%)	腐食発生有無 *			備考
		100mV	200mV	300mV	
1	48	○	○	×	発明例
2	55	○	○	○	発明例
3	53	○	○	○	発明例
4	28	○	○	○	発明例
5	51	×	×	×	比較例
6	55	×	×	×	比較例
7	57	○	○	○	発明例
8	56	○	○	○	発明例
9	56	○	○	○	発明例
10	60	○	○	○	発明例
11	58	○	○	×	発明例
12	55	○	×	×	比較例
13	5	×	×	×	比較例
14	12	○	○	×	発明例
15	17	○	○	○	発明例
16	30	○	○	○	発明例
17	51	○	○	○	発明例
18	65	○	○	○	発明例
19	85	○	○	○	発明例
20	46	○	○	○	発明例
21	53	○	○	○	発明例
22	41	○	○	○	発明例
23	55	○	○	○	発明例
24	56	○	○	○	発明例
25	50	○	○	○	発明例
26	46	○	○	○	発明例
27	43	○	○	○	発明例

* ○:腐食なし、×:腐食あり

表 9B

鋼番号	オーステナイト相 分率 (vol. %)	腐食発生有無			備考
		100mV	200mV	300mV	
表 1, 2 の鋼 No. 12	61	○	○	○	発明例
表 1, 2 の鋼 No. 13	60	○	○	○	発明例
表 1, 2 の鋼 No. 14	62	○	○	○	発明例
表 1, 2 の鋼 No. 15	58	○	○	○	発明例
表 1, 2 の鋼 No. 16	59	○	○	○	発明例
表 1, 2 の鋼 No. 17	60	○	○	○	発明例
表 1, 2 の鋼 No. 18	59	○	○	○	発明例
表 1, 2 の鋼 No. 19	59	○	○	○	発明例
表 1, 2 の鋼 No. 20	57	○	○	○	発明例
表 1, 2 の鋼 No. 21	61	○	○	○	発明例
表 1, 2 の鋼 No. 22	60	○	○	○	発明例
表 1, 2 の鋼 No. 23	56	○	○	○	発明例
表 1, 2 の鋼 No. 24	78	○	○	○	発明例
表 1, 2 の鋼 No. 25	30	○	○	○	発明例
表 1, 2 の鋼 No. 26	45	○	○	○	発明例
表 1, 2 の鋼 No. 27	48	○	○	○	発明例
表 1, 2 の鋼 No. 28	50	○	○	○	発明例
表 1, 2 の鋼 No. 29	46	○	○	○	発明例

表10

鋼板 番号	化 学 成 分												備考	
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Al	V	N	O		その他
31	0.021	0.41	5.01	0.013	0.0013	20.00	0.51	0.49	0.028	0.028	0.241	0.0031	—	発明例
32	0.023	0.35	6.79	0.031	0.0010	19.88	0.48	0.55	0.001	0.033	0.238	0.0019	—	発明例
33	0.024	0.28	4.89	0.033	0.0015	20.13	0.55	0.48	0.028	0.001	0.251	0.0031	—	発明例
34	0.022	0.34	4.10	0.028	0.0013	20.21	0.48	0.46	0.001	0.001	0.244	0.0025	—	発明例
35	0.050	0.36	5.01	0.028	0.0009	20.25	0.47	0.55	0.025	0.054	0.216	0.0028	—	発明例
36	0.093	0.37	5.11	0.030	0.0022	19.55	0.46	0.53	0.028	0.025	0.183	0.0031	—	発明例
37	0.110	0.39	4.99	0.033	0.0015	20.33	0.53	0.51	0.033	0.055	0.157	0.0029	—	発明例
38	0.130	0.40	5.01	0.031	0.0016	20.25	0.46	0.50	0.028	0.033	0.137	0.0025	—	発明例

表 1 1

鋼板 番号	オーステ ナイト相 分率 (vol%)	応力腐食割れ試験結果							
		母材				溶接部			
		24h	48h	72h	96h	24h	48h	72h	96h
31	58	○	○	○	○	○	○	○	○
32	56	○	○	○	○	○	○	○	○
33	63	○	○	○	○	○	○	○	○
34	56	○	○	○	○	○	○	○	○
35	57	○	○	○	○	○	○	○	○
36	58	○	○	○	○	○	○	○	○
37	58	○	×	—	—	○	×	—	—
38	57	×	—	—	—	×	—	—	—

表12

鋼板 番号	化 学 成 分													備考
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Al	V	N	O	その他	
41	0.018	0.35	4.95	0.028	0.0011	20.11	0.02	0.51	0.031	0.001	0.235	0.0025	—	発明例
42	0.021	0.43	5.13	0.031	0.0015	20.12	0.08	0.49	0.035	0.033	0.241	0.0031	—	発明例
43	0.022	0.31	5.21	0.028	0.0013	20.15	0.10	0.50	0.029	0.031	0.251	0.0025	—	発明例
44	0.018	0.35	4.10	0.028	0.0015	20.21	0.12	0.51	0.030	0.033	0.233	0.0026	—	発明例
45	0.020	0.36	5.31	0.029	0.0009	20.01	0.28	0.50	0.033	0.054	0.241	0.0027	—	発明例
46	0.021	0.35	4.88	0.033	0.0015	20.01	0.50	0.50	0.030	0.025	0.240	0.0028	—	発明例
47	0.019	0.39	6.75	0.028	0.0013	19.99	0.49	0.49	0.035	0.001	0.241	0.0028	—	発明例
48	0.020	0.40	4.99	0.028	0.0012	20.11	0.53	0.51	0.001	0.033	0.138	0.0031	—	発明例
49	0.018	0.40	5.01	0.033	0.0011	19.93	0.48	0.51	0.001	0.001	0.244	0.0036	—	発明例
50	0.018	0.51	5.05	0.031	0.0013	20.01	0.87	0.52	0.030	0.031	0.248	0.0029	—	発明例

表 1 3

鋼板 番号	オーステナイト 相分率 (vol%)	吸収エネルギー (J/cm ²)	
		母材部	溶接部
41	57	148	123
42	59	179	141
43	63	190	165
44	56	191	171
45	60	195	176
46	59	198	180
47	58	197	181
48	57	199	183
49	60	198	181
50	64	203	183

表 1 4 A

番号	化学成分 (mass%)												オーステナイト相分率 vol. %	耐粒界腐食性	備考
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Al	V	N	O			
1	0.015	0.13	3.51	0.028	0.0021	20.13	0.61	0.48	0.025	0.022	0.241	0.0021	58	割れ無し	発明例
2	0.016	0.38	3.66	0.026	0.0022	20.11	0.66	0.47	0.026	0.031	0.243	0.0033	59	割れ無し	発明例
3	0.015	0.46	3.61	0.031	0.0023	20.15	0.59	0.43	0.028	0.033	0.241	0.0026	60	割れ発生	比較例
4	0.015	0.61	3.55	0.028	0.0021	20.06	0.66	0.46	0.031	0.036	0.243	0.0025	58	割れ発生	比較例

表 1 4 B

鋼番号	オーステナイト相分率 (vol. %)	耐粒界腐食性	備考
表 1, 2 の鋼 No. 5	56	割れ無し	発明例
表 1, 2 の鋼 No. 6	55	割れ無し	発明例
表 1, 2 の鋼 No. 7	50	割れ無し	発明例
表 1, 2 の鋼 No. 8	48	割れ無し	発明例

請求の範囲

1. フェライト相とオーステナイト相を含む金属組織からなり、上記オーステナイト相中のCとNの合計量が0.16～2mass%であり、上記オーステナイト相の体積分率が10～85%であるオーステナイト・フェライト系ステンレス鋼。
2. 引張試験における全伸びが48%以上である請求項1のオーステナイト・フェライト系ステンレス鋼。
3. 上記ステンレス鋼は、C：0.2 mass%以下、Si：4 mass%以下、Mn：12 mass%以下、P：0.1 mass%以下、S：0.03 mass%以下、Cr：15～35 mass%、Ni：3 mass%以下、N：0.05～0.6 mass%を含有し、残部がFeおよび不可避免的不純物からなる請求項1または2に記載のフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼。
4. 上記ステンレス鋼は、Mn：10mass%以下、Ni：1～3mass%を含有し、残部がFeおよび不可避免的不純物からなる請求項3に記載のオーステナイト・フェライト系ステンレス鋼。
5. 上記ステンレス鋼は、Si：1.2 mass%以下、Mn：2 mass%以下、Ni：1 mass%以下を含有し、残部Feおよび不可避免的不純物からなる請求項3に記載のフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼。
6. 上記ステンレス鋼は、Si：1.2 mass%以下、Mn：4～12 mass%、Ni：1 mass%以下を含有し、残部Feおよび不可避免的不純物からなる請求項3に記載のフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼。
7. 上記ステンレス鋼は、Si：0.4 mass%以下、Mn：2～4 mass%、Ni：1 mass%以下を含有し、残部Feおよび不可避免的不純物からなる請求項3に記載のフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼。

8. 上記成分組成に加えてさらに Mo : 4 mass% 以下、Cu : 4 mass% 以下のいずれか 1 種又は 2 種を含有する請求項 3 ~ 7 に記載のフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼。

9. 上記成分組成に加えてさらに、V を 0.5mass% 以下含有したものである請求項 3 ~ 8 に記載のオーステナイト・フェライト系ステンレス鋼。

10. 上記成分組成に加えてさらに、Al を 0.1mass% 以下含有したものである請求項 3 ~ 9 に記載のオーステナイト・フェライト系ステンレス鋼。

11. 上記成分組成に加えてさらに、B : 0.01mass% 以下、Ca : 0.01mass% 以下、Mg : 0.01mass% 以下、REM : 0.1mass% 以下、Ti : 0.1% 以下のいずれか 1 種または 2 種以上を含有したものであることを特徴とする請求項 3 ~ 10 のいずれか 1 項に記載のオーステナイト・フェライト系ステンレス鋼。

12. C : 0.2mass% 以下、Si : 4 mass% 以下、Mn : 10mass% 以下、P : 0.1mass% 以下、S : 0.03mass% 以下、Cr : 15~35mass%、Ni : 1 ~ 3 mass%、N : 0.05 ~ 0.6mass% 以下を含有し、残部が Fe および不可避免の不純物からなるオーステナイト相とフェライト相との 2 相ステンレス鋼板において、上記オーステナイト相中の C+N を 0.16 ~ 2mass% として、該オーステナイト相の面積率を 10~85% としたことを特徴とする深絞り成形性に優れたオーステナイト・フェライト系ステンレス鋼。

13. C : 0.2 mass% 以下、Si : 1.2 mass% 以下、Mn : 2 mass% 以下、P : 0.1 mass% 以下、S : 0.03 mass% 以下、Cr : 15 mass% 以上 35 mass% 以下、Ni : 1 mass% 以下、N : 0.05 mass% 以上 0.6 mass% 以下、残部 Fe および不可避免の不純物からなり、金属組織中のオーステナイト相分率が 10 以上 85vol% 以下である

ことを特徴とする張り出し成形性と耐隙間部腐食性が優れたフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼。

14. C: 0.2 mass%以下、Si: 1.2 mass%以下、Mn: 4 mass%以上 12 mass%以下、P: 0.1 mass%以下、S: 0.03 mass%以下、Cr: 15 mass%以上 35 mass%以下、Ni: 1 mass%以下、N: 0.05 mass%以上 0.6 mass%以下、残部 Fe および不可避的不純物からなり、オーステナイト相分率が 10vol%以上 85vol%以下であることを特徴とする溶接部耐食性に優れたフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼。

15. C: 0.2 mass%以下、Si: 0.4 mass%以下、Mn: 2~4 mass%、P: 0.1 mass%以下、S: 0.03 mass%以下、Cr: 15 mass%以上 35 mass%以下、Ni: 1 mass%以下、N: 0.05 mass%以上 0.6 mass%以下、残部 Fe および不可避的不純物からなり、オーステナイト相分率が 10vol%以上 85vol%以下であることを特徴とする耐粒界腐食性に優れたフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼。

16. 上記成分組成に加えてさらに Mo: 4 mass%以下、Cu: 4 mass%以下のいずれか1種又は2種を含有する請求項12~15に記載のフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼。

17. 上記成分組成に加えてさらに、Vを 0.5mass%以下含有したものである請求項12~16に記載のオーステナイト・フェライト系ステンレス鋼。

18. 上記成分組成に加えてさらに、Alを 0.1mass%以下含有したものである請求項12~17に記載のオーステナイト・フェライト系ステンレス鋼。

19. 上記成分組成に加えてさらに、B: 0.01mass%以下、Ca: 0.01mass%以下、Mg: 0.01mass%以下、REM: 0.1mass%以下、Ti: 0.1 mass%以下のいずれか1種

または2種以上を含有したものであることを特徴とする請求項12～18のいずれか1項に記載のオーステナイト・フェライト系ステンレス鋼。

20. オーステナイト相中の(C+N)含有量が、質量比で、0.16以上2%以下であることを特徴とする請求項13～19のいずれかに記載のフェライト・オーステナイト系ステンレス鋼。

図 1

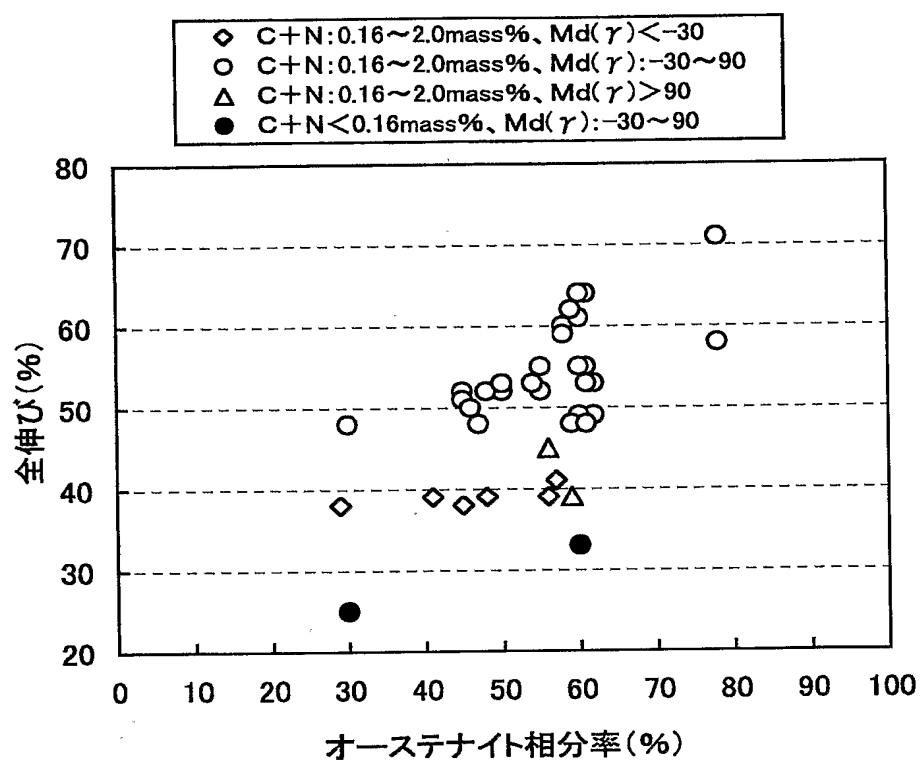


図 2

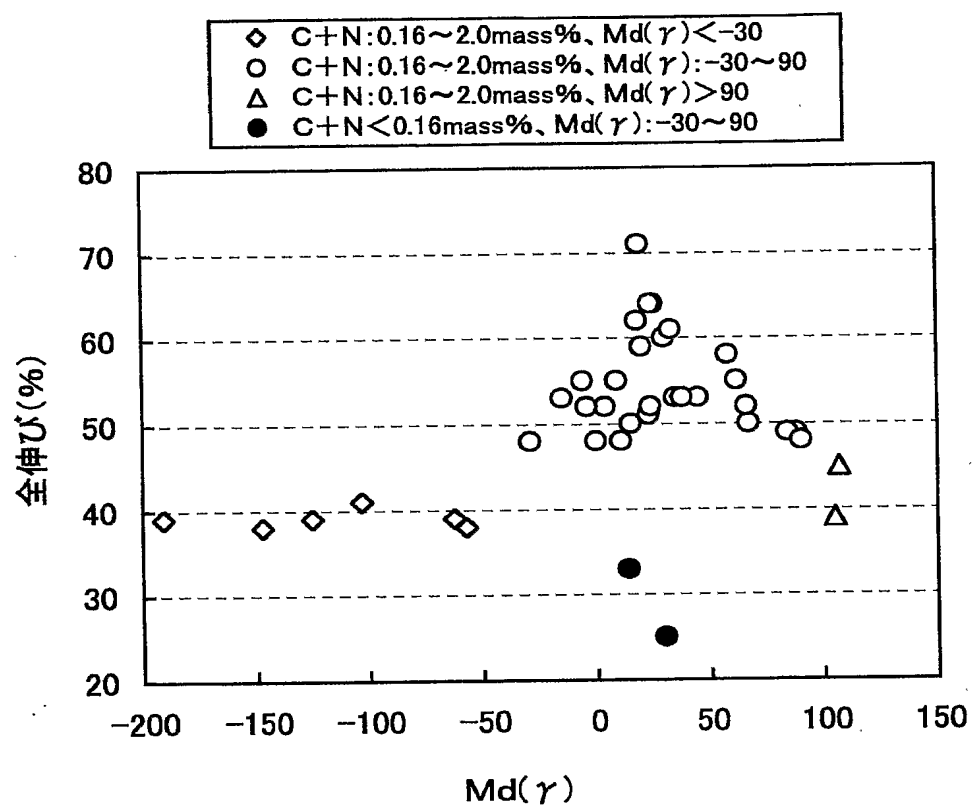


図 3

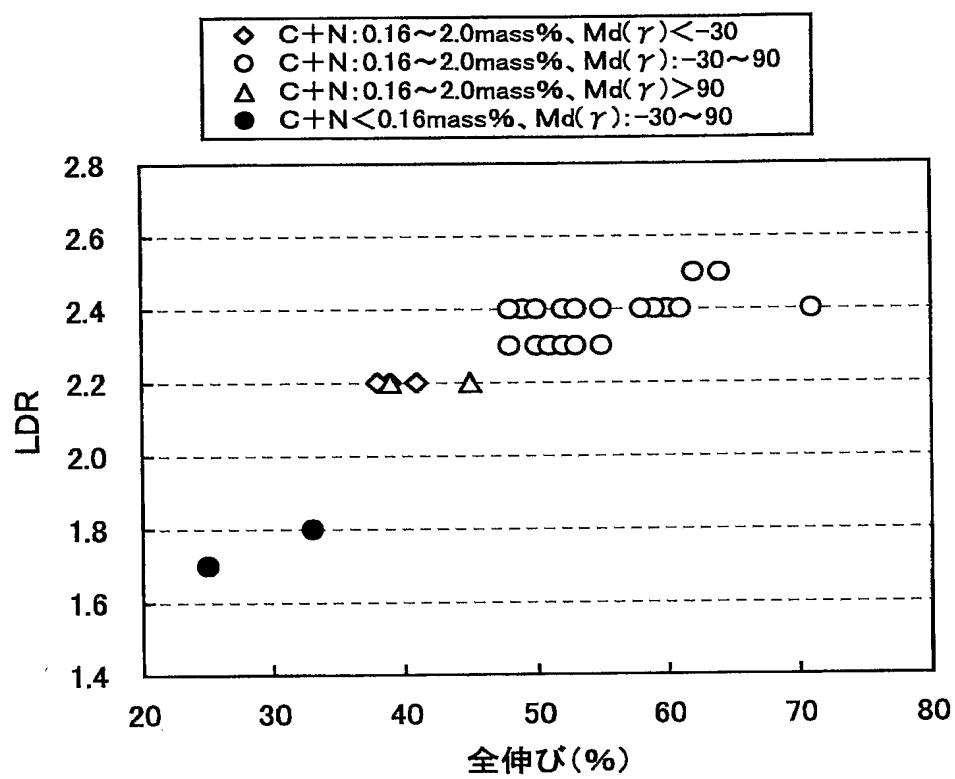


図 4

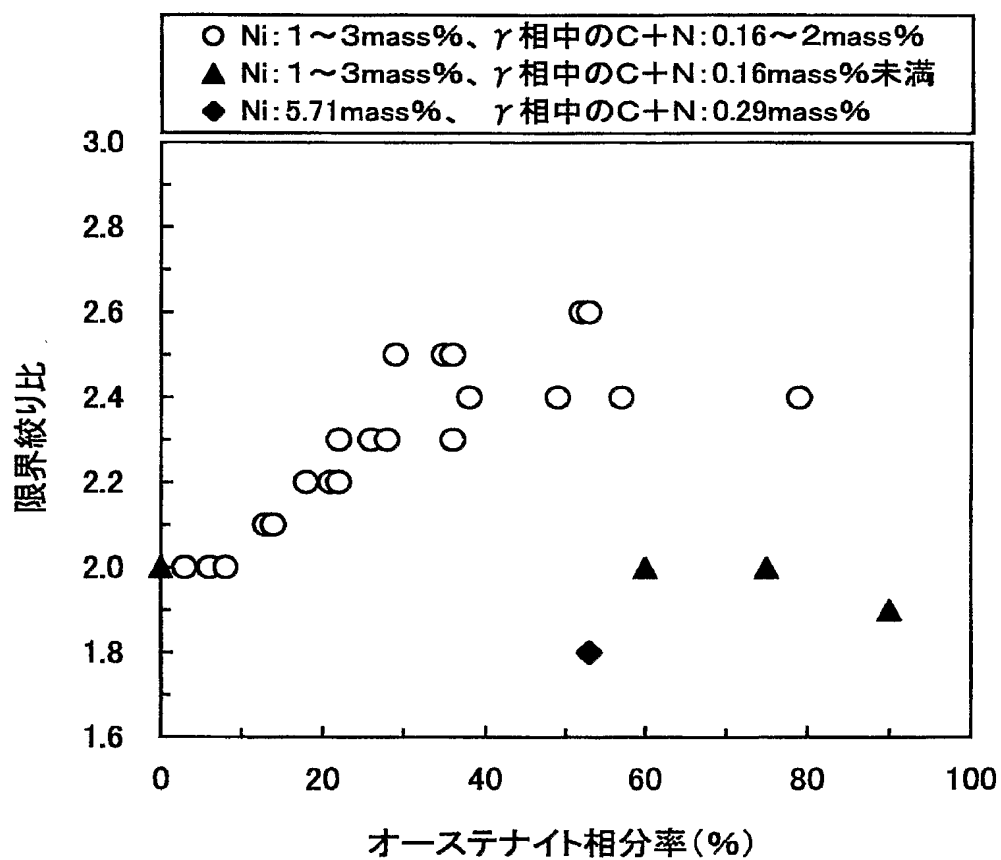


図 5

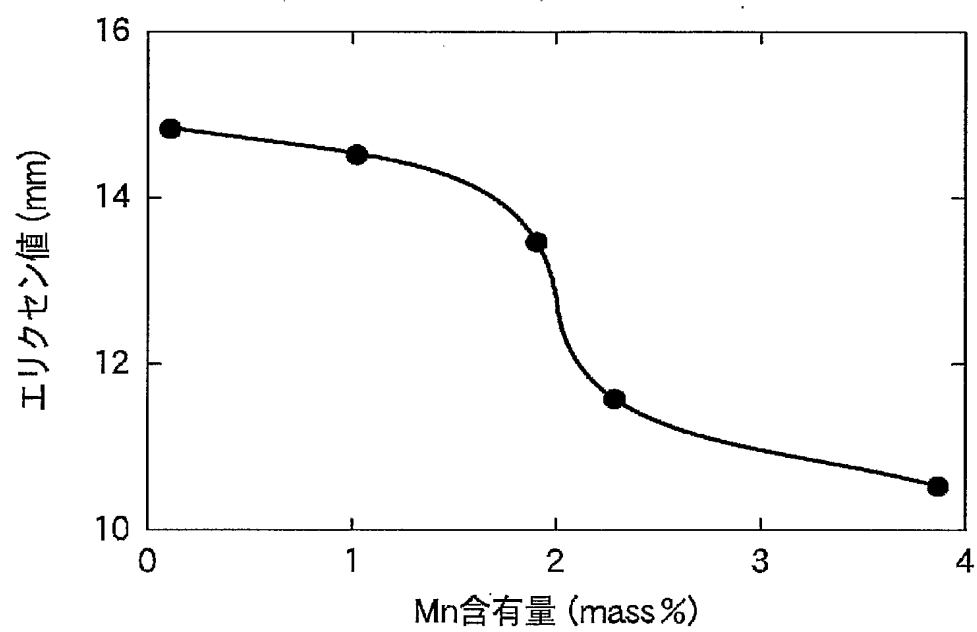


図 6

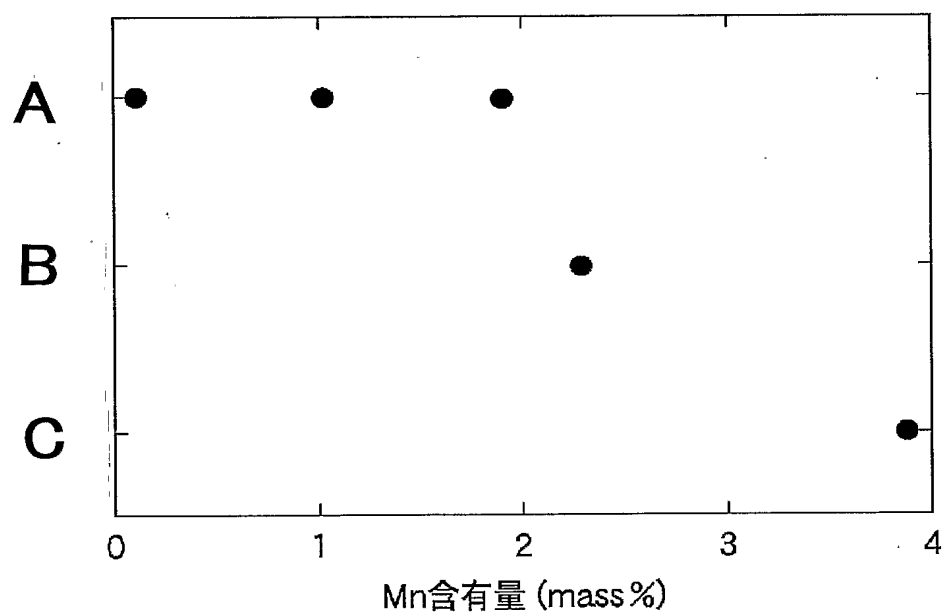


図 7

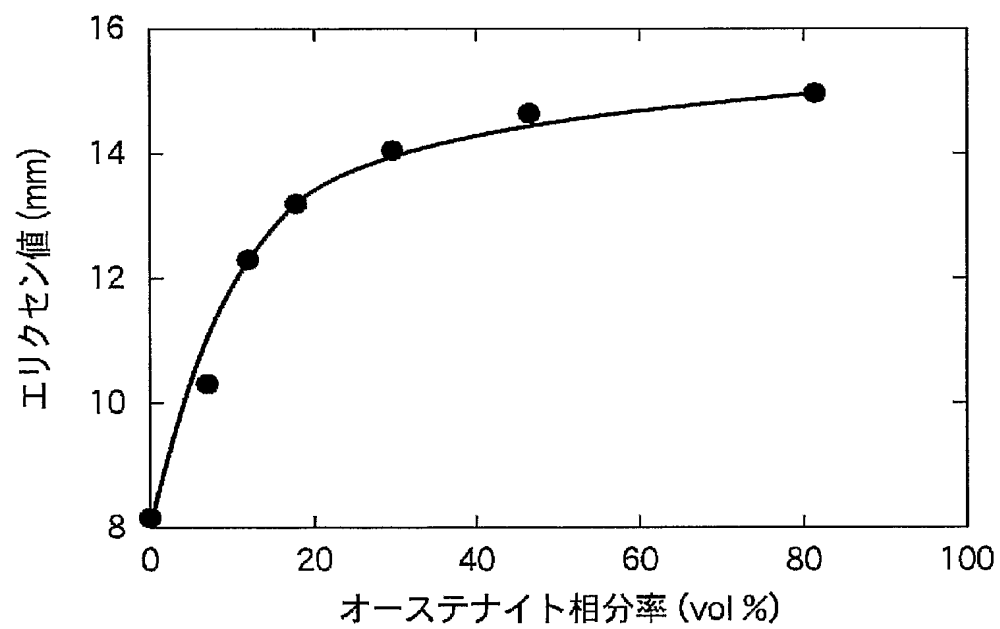


図 8

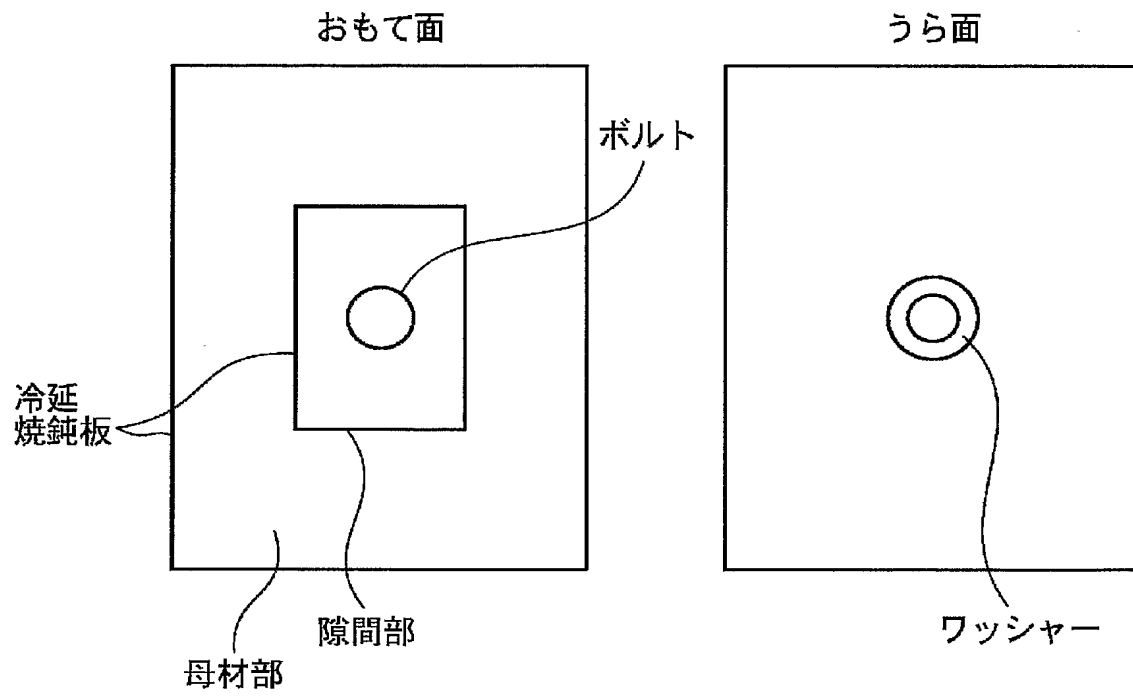


図 9

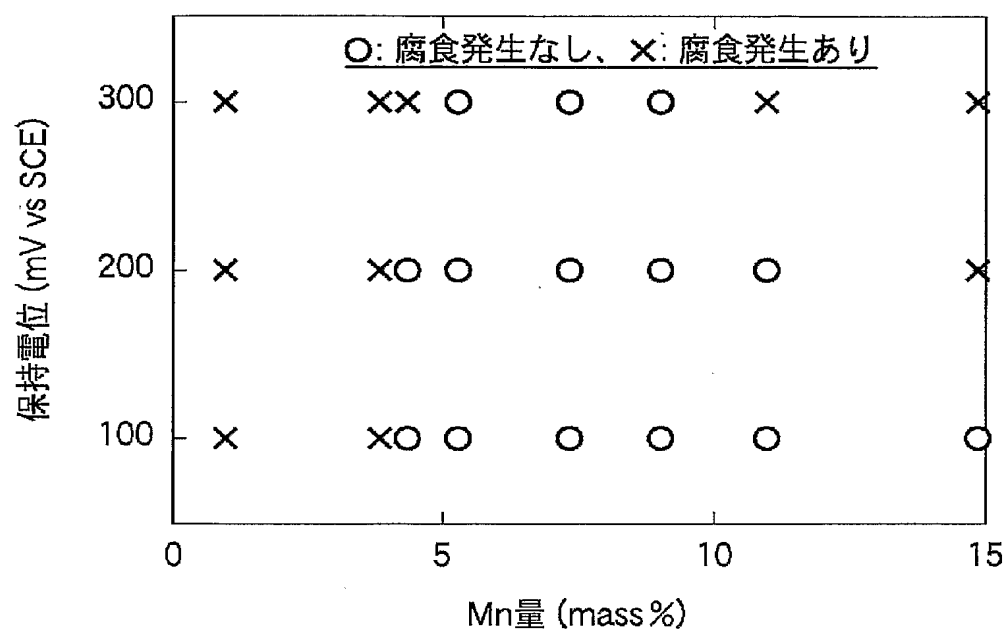
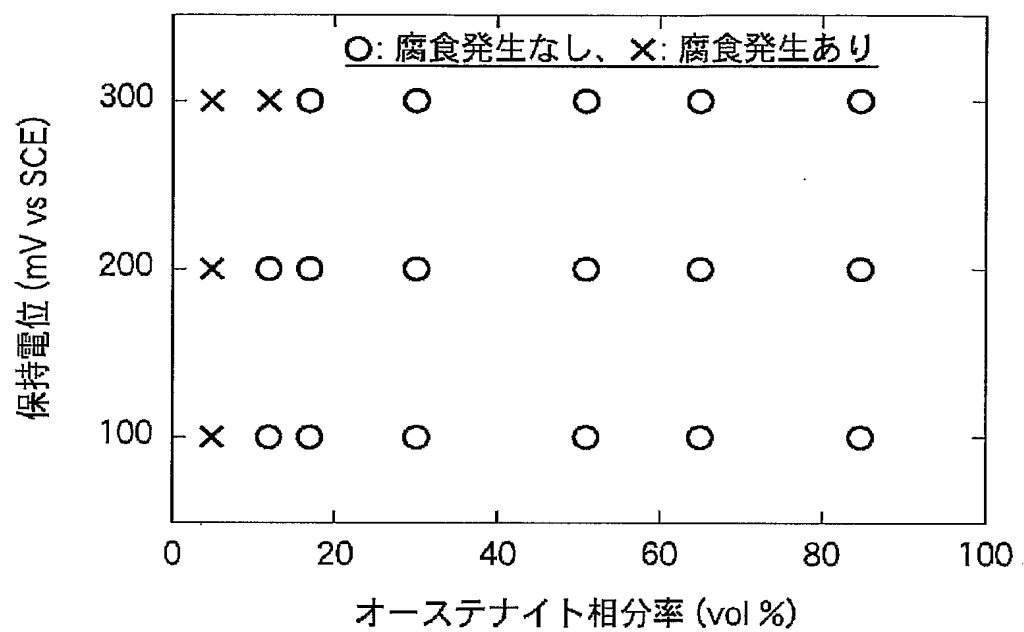


図 10



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2005/001555

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

Int.Cl.⁷ C22C38/00

According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)

Int.Cl.⁷ C22C38/00

Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched

Jitsuyo Shinan Koho	1922-1996	Jitsuyo Shinan Toroku Koho	1996-2005
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2005	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2005

Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
X	JP 11-71643 A (USINOR), 16 March, 1999 (16.03.99), Claims; column 9, line 47 to column 10, line 39	1-4, 7-12, 15-20
Y		5, 13
X	JP 56-51222 B2 (Armco Steel Corp.), 03 December, 1981 (03.12.81), Claims; column 3, lines 29 to 38; tables 1, 2	6, 14
Y	JP 1-225754 A (Armco Advanced Materials Inc.), 08 September, 1989 (08.09.89), Claims; page 4, upper left column, lines 15 to 20	5, 13



Further documents are listed in the continuation of Box C.



See patent family annex.

* Special categories of cited documents:	"T" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention
"A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance	"X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone
"E" earlier application or patent but published on or after the international filing date	"Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art
"L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)	"&" document member of the same patent family
"O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means	
"P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed	

Date of the actual completion of the international search
26 April, 2005 (26.04.05)

Date of mailing of the international search report
17 May, 2005 (17.05.05)

Name and mailing address of the ISA/
Japanese Patent Office

Authorized officer

Facsimile No.

Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2005/001555

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	JP 2002-194511 A (Caterpillar Inc.), 10 July, 2002 (10.07.02), Claims; column 13, lines 5 to 19	1-20

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

Information on patent family members

International application No.

PCT/JP2005/001555

JP 2003-525354 A	2003.08.26	SE 514816 C2	2001.04.30
		US 2001-31217 A1	2001.10.18
		AU 2001-41320 A	2001.09.12
		WO 2001/64969 A1	2001.09.07
		EP 1259656 A1	2002.11.27
		NO 2002-4150 A	2002.10.30
		KR 2002-79928 A	2002.10.19
JP 56-51222 B2	1981.12.03	DE 2163511 A	1972.06.13
		FR 2119612 A	1972.07.10
		US 3736131 A	1973.05.29
		GB 1363087 A	1974.08.14
		CA 961310 A	1975.01.21
JP 1-225754 A	1989.09.08	US 4828630 A	1989.05.09
		EP 327053 A	1989.08.09
		BR 8900374 A	1989.09.26
		ZA 8900088 A	1990.03.28
		ES 2032224 T3	1993.01.16
		CA 1324729 C	1993.11.30
		KR 9708165 B1	1997.05.21
2002-194511 A	2002.07.10	EP 1219720 A2	2002.07.03
		US 2002-110476 A1	2002.08.15
		KR 2046988 A	2002.06.21

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2005/001555

<subject to be searched>

Claims 1 and 2 include all types of austenitic-ferritic stainless steel plate. Whereas only the specific "two-phase stainless steel plate which has a chemical composition, in mass %, that C: 0.2 % or less, Si: 4 % or less, Mn: 12 % or less, P: 0.1 % or less, S: 0.03 % or less, Cr: 15 to 35 %, Ni: 3 % or less, and N: 0.05 to 0.6 %, and the balance: Fe and inevitable impurities, and has an austenite phase and a ferrite phase" described in the specification is disclosed in the meaning of PCT Article 5, and, no general means for solving the problem described in the present application for the above-mentioned all types of austenitic-ferritic stainless steel plate is taught even when the technical common sense at the time of filing of the application is taken into consideration. Therefore, claims 1 and 2 lack the support in the meaning of PCT Article 6.

Accordingly, the search has been carried out with respect to the scope supported by and disclosed in the specification, that is, the specific "two-phase stainless steel plate which has a chemical composition, in mass %, that C: 0.2 % or less, Si: 4 % or less, Mn: 12 % or less, P: 0.1 % or less, S: 0.03 % or less, Cr: 15 to 35 %, Ni: 3 % or less, and N: 0.05 to 0.6 %, and the balance: Fe and inevitable impurities, and has an austenite phase and a ferrite phase" described in the specification specifically.

A. 発明の属する分野の分類 (国際特許分類 (IPC)) Int.Cl.7 C22C38/00			
B. 調査を行った分野 調査を行った最小限資料 (国際特許分類 (IPC)) Int.Cl.7 C22C38/00			
最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの 日本国実用新案公報 1922-1996年 日本国公開実用新案公報 1971-2005年 日本国実用新案登録公報 1996-2005年 日本国登録実用新案公報 1994-2005年			
国際調査で使用した電子データベース (データベースの名称、調査に使用した用語)			
C. 関連すると認められる文献			
引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求の範囲の番号	
X	JP 11-71643 A (ユジノール (ソシエテ アノニム)) 1999.03.16, 特許請求の範囲 第9欄第47行~第10欄第39行	1-4, 7-12, 15-20	
Y		5, 13	
X	JP 56-51222 B2 (アームコ・スチール・コーポレーション) 1981.12.03, 特許請求の範囲 第3欄第29-38行 第1, 2表	6, 14	
Y	JP 1-225754 A (アームコ・アドバンスト・マテリアルズ・コーポレーション) 1989.09.08, 特許請求の範囲 第4頁左上欄第15-20行	5, 13	
<input checked="" type="checkbox"/> C欄の続きにも文献が列挙されている。 <input checked="" type="checkbox"/> パテントファミリーに関する別紙を参照。			
* 引用文献のカテゴリー		の日の後に公表された文献	
「A」特に関連のある文献ではなく、一般的技術水準を示すもの		「T」国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と矛盾するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの	
「E」国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日以後に公表されたもの		「X」特に関連のある文献であって、当該文献のみで発明の新規性又は進歩性がないと考えられるもの	
「L」優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献 (理由を付す)		「Y」特に関連のある文献であって、当該文献と他の1以上の文献との、当業者にとって自明である組合せによって進歩性がないと考えられるもの	
「O」口頭による開示、使用、展示等に言及する文献		「&」同一パテントファミリー文獻	
「P」国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願		5. 2005	
国際調査を完了した日 26.04.2005		国際調査報告の発送日 17.5.2005	
国際調査機関の名称及びあて先 日本国特許庁 (ISA/JP) 郵便番号100-8915 東京都千代田区霞が関三丁目4番3号		特許庁審査官 (権限のある職員) 小川 武	4K 9270
		電話番号 03-3581-1101 内線 3435	

C (続き) . 関連すると認められる文献		
引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求の範囲の番号
A	JP 2002-194511 A (キャタピラー・インコーポレイテッド) 2002.07.10, 特許請求の範囲 第13欄第5-19行	1-20

<調査の対象について>

クレーム1、2は、あらゆるオーステナイト・フェライト系ステンレス鋼板を包含するものであるが、PCT第5条の意味において開示されているのは、明細書に記載された特定の「C: 0.2mass%以下、Si: 4mass%以下、Mn: 12mass%以下、P: 0.1mass%以下、S: 0.03mass%以下、Cr: 15~35mass%、Ni: 3mass%以下、N: 0.05~0.6mass%以下を含有し、残部がFeおよび不可避的不純物からなるオーステナイト相とフェライト相との2相ステンレス鋼板」のみであり、出願時の技術常識を考慮しても上記あらゆるオーステナイト・フェライト系ステンレス鋼板における一般的な解決手段は教示されているとは言えないので、PCT第6条の意味での裏付けを欠いている。

よって、調査は、明細書に裏付けられ、開示されている範囲、すなわち、明細書で具体的に記載されている特定の「C: 0.2mass%以下、Si: 4mass%以下、Mn: 12mass%以下、P: 0.1mass%以下、S: 0.03mass%以下、Cr: 15~35mass%、Ni: 3mass%以下、N: 0.05~0.6mass%以下を含有し、残部がFeおよび不可避的不純物からなるオーステナイト相とフェライト相との2相ステンレス鋼板」について行った。

JP 2003-525354 A	2003. 08. 26	SE 514816 C2	2001. 04. 30
		US 2001-31217 A1	2001. 10. 18
		AU 2001-41320 A	2001. 09. 12
		WO 2001/64969 A1	2001. 09. 07
		EP 1259656 A1	2002. 11. 27
		NO 2002-4150 A	2002. 10. 30
		KR 2002-79928 A	2002. 10. 19
JP 56-51222 B2	1981. 12. 03	DE 2163511 A	1972. 06. 13
		FR 2119612 A	1972. 07. 10
		US 3736131 A	1973. 05. 29
		GB 1363087 A	1974. 08. 14
		CA 961310 A	1975. 01. 21
JP 1-225754 A	1989. 09. 08	US 4828630 A	1989. 05. 09
		EP 327053 A	1989. 08. 09
		BR 8900374 A	1989. 09. 26
		ZA 8900088 A	1990. 03. 28
		ES 2032224 T3	1993. 01. 16
		CA 1324729 C	1993. 11. 30
JP 2002-194511 A	2002. 07. 10	KR 9708165 B1	1997. 05. 21
		EP 1219720 A2	2002. 07. 03
		US 2002-110476 A1	2002. 08. 15
		KR 2046988 A	2002. 06. 21